

UNIVERZITA PARDUBICE
DOPRAVNÍ FAKULTA JANA PERNERA
KATEDRA DOPRAVNÍCH PROSTŘEDKŮ

TESTOVÁNÍ VLIVU VNITŘNÍCH VAD NA ÚNAVOVOU PEVNOST HLINÍKOVÝCH SLITIN

DIPLOMOVÁ PRÁCE

AUTOR PRÁCE: Bc. Jan Koudelka

VEDOUCÍ PRÁCE: Doc. Ing. Schmidová Eva, Phd.

2009

UNIVERSITY OF PARDUBICE
JAN PERNER TRANSPORT FACULTY
DEPARTMENT OF TRANSPORT MEANS

**TESTING THE IMPACT OF INHERENT
DEFECTS ON FATIGUE STRENGTH OF
ALUMINIUM ALLOYS**

DIPLOM WORK

AUTHOR: Bc. Jan Koudelka

SUPERVISOR: Doc. Ing. Schmidová Eva, Phd.

2009

Univerzita Pardubice
Dopravní fakulta Jana Pernera
Katedra dopravních prostředků a diagnostiky
Akademický rok: 2008/2009

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Bc. Jan KOUDELKA**

Studijní program: **N3708 Dopravní inženýrství a spoje**

Studijní obor: **Dopravní prostředky-Silniční vozidla**

Název tématu: **Testování vlivu vnitřních vad na únavovou pevnost hliníkových slitin**

Z á s a d y p r o v y p r a c o v á n í :

1. Teoretický rozbor možných vlivů na metalurgickou jakost hliníkových slitin, používaných v dopravní technice.
2. Rozbor možností teoretické predikce únavové životnosti hliníkových slitin s uvažováním vrubových účinků.
3. Materiálové analýzy vnitřních vad vybraného výkovku.
4. Návrh metodiky testování únavové odolnosti na dostupném zařízení.
5. Experimentální ověření metodiky na vybrané sadě vzorků hliníkové slitiny.
6. Vyhodnocení výsledků, formulace závěrů.

Rozsah grafických prací:

Rozsah pracovní zprávy:

Forma zpracování diplomové práce: **tištěná**

Seznam odborné literatury:

1. Roučka J.: Metalurgie neželezných slitin: 1. vydání, Brno, Akademické nakladatelství CERM, s.r.o. 2. Michna Š., Lukáč I., Očenášek V., Schneider H., Drápala J. et al: Aluminium materials and technologies from A to Z 3.N. E. Dowling: Mechanical behaviour of materials, Prentice hall International editions 1993 4. ČSN 42036, ČSN 420363, ČSN 420368, ČSN EN 420362

Vedoucí diplomové práce:

doc. Ing. Eva Schmidová, Ph.D.

Katedra mechaniky, materiálů a částí strojů

Datum zadání diplomové práce:

20. února 2009

Termín odevzdání diplomové práce:

25. května 2009



prof. Ing. Bohumil Culek, CSc.

děkan

L.S.



doc. Ing. Miroslav Tesař, CSc.

vedoucí katedry

dne

Prohlašuji:

Tuto práci jsem vypracoval samostatně. Veškeré literární prameny a informace, které jsem v práci využil, jsou uvedeny v seznamu použité literatury.

Byl jsem seznámen s tím, že se na moji práci vztahují práva a povinnosti vyplývající ze zákona č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména se skutečností, že Univerzita Pardubice má právo na uzavření licenční smlouvy o užití této práce jako školního díla podle § 60 odst. 1 autorského zákona, a s tím, že pokud dojde k užití této práce mnou nebo bude poskytnuta licence o užití jinému subjektu, je Univerzita Pardubice oprávněna ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které na vytvoření díla vynaložila, a to podle okolností až do jejich skutečné výše. Souhlasím s prezenčním zpřístupněním své práce v Univerzitní knihovně Univerzity Pardubice.

V Pardubicích dne 17. 5. 2009

Bc. Jan Koudelka

Poděkování

Touto cestou bych rád poděkoval všem lidem, kteří mi při tvorbě mé diplomové práce pomohli, hlavně pak paní Doc. Ing. Evě Schmidové, Ph.D., za pomoc v laboratořích, motivaci ke studiu a za poskytnutí studijních materiálů.

Abstrakt

Tato práce je rozdělena do sedmi kapitol. První pojednává o cílech této práce. Druhá se zabývá Teorií únavy, náhledem do této problematiky, napětovým přístupem k únavě a vlivu vrubů na únavovou pevnost s životností. Ve třetí kapitole se zabývám tepelným zpracováním hliníkových slitin, hlavně pak precipitací a vytvrzováním. Ve čtvrté kapitole již hodnotím základní typy zjištěných vad hliníkových slitin majících vliv na únavu. V páté experimentální části popisují zkušební zařízení, jeho provedené úpravy a metodiku zkoušení. V předposlední, šesté, kapitole jsou popsána vyhodnocení celé experimentální části práce.

Abstract

This work is divided to the seven capitols. First treat of aims those work. Alternative deal with theory fatigue, opinion to the those problems, suspense access to fatigue and influence notchs on fatigue fort with service life. In third chapter deal with heat processing aluminous alloies, largely then precipitation and curing. In fourth chapter already value standard type ascertained defects aluminous alloies having influence over fatigue. In fifth experimental parts describe trial managed, his effected adjustment and philosophy checking. In last but one, sixth , chapter are circumscribed teamed with whole experimental parts work.

Obsah

1. Úvod – cíle práce	5
2. Teorie únavy	5
2.1 Úvod do problematiky únavy.....	5
2.1.1 Definice a způsob zkoušení.....	6
2.1.2 Lokální napětí versus nominální napětí	8
2.1.3 Napětí versus únavový život; (S-N) křivky.....	9
2.1.4 Zdroje cyklického zatěžování.....	12
2.1.5 Experimentální zkoušení únavových vlastností	12
2.2 Napětíový přístup k únavě materiálu – součásti s vruby.....	13
2.2.1 Diskuse příčin proč $k_f < k_t$	16
2.2.2 Vrubová citlivost a empirické odhady k_f	19
2.2.3 Vliv vrubu pro střední a krátké doby únavového života.....	21
2.2.4 Kombinace vlivu vrubu a středního napětí	24
2.2.5 Shrnutí.....	27
3. Tepelné zpracování slitin hliníku.....	29
3.1 Vytvrzování.....	30
3.1.1 Tvářené slitiny nevytvrditelné:.....	31
3.1.2 Tvářené slitiny vytvrditelné:	31
3.2 Precipitace.....	34
3.2.1 Charakteristika precipitace.....	34
3.2.2 Průběh precipitace.....	34
3.2.3 Vlastnosti slitiny v průběhu precipitace.....	37
4. Studie základních typů zjištěných vad hliníkových slitin majících vliv na únavu... 39	39
4.1 Mikrořediny	40
4.1.1 Makroskopické rozbory	40
4.1.2 Metalografické rozbory vzorku	41
4.2 Povrchové vady	42
4.2.1 Makroskopické hodnocení	42
4.3 Strukturní vady tvářeného hliníku	45
4.3.1 Vnitřní trhliny	45
5. Experimentální část.....	46
5.1 Zkušební zařízení	46
5.2 Rotaflex NU pro zkoušení vzorků na únavu.....	48
5.2.1 Výpočet zatížení pro měření.....	50
5.3 Návrh metodiky zkoušení, příprava vzorků.....	51
6. Vyhodnocení experimentální části.....	52
6.1 Vliv simulovaných vad na únavovou životnost a lomové plochy.....	52
6.2 Materiálové analýzy vad.....	55
6.2.1 Delaminace zkušební vzorku.....	55
6.2.2 Metalografické rozbory součásti s delaminací	56
6.2.3 Chemické mikroanalýzy v okolí precipitátů	57
6.2.4 Zjištěný Interkrystalický lom hliníkových slitin	59
7. Závěr.....	62
Seznam literatury	65

1. Úvod – cíle práce

Práce je věnována problematice testování vlivu vnitřních vad na únavovou pevnost hliníkových slitin. Opírá se o experimenty v prostorách laboratoří na přístroji značky NU pro měření únavy. Součástí této práce byla modifikace tohoto zařízení. Cílem práce bylo experimentálně ověřit vliv vad na únavovou životnost. Zjistit na testovaných vzorcích reálné procesy a mechanismy vyplývající z fyzikální podstaty kovů. Toto chování řádně zdokumentovat, vytvořit teoretické i praktické rozbory a rozbory teoretické predikce únavové životnosti hliníkových slitin s uvažováním vrubových účinků. Dále analyzovat vnitřní materiálové vady. Cílem práce bylo také vytvořit metodiku zkoušení a její ověření na vybrané sadě hliníkových zkušebních vzorků.

2. Teorie únavy

2.1 Úvod do problematiky únavy

Součásti strojů, vozidel a konstrukcí jsou často vystaveny opakovanému zatěžování, také nazývanému cyklické zatěžování. Výsledné cyklické napětí může vést k mikroskopickému poškození materiálu. V případě, že toto napětí je menší než mez pevnosti daného materiálu, poškození se kumuluje s pokračujícím cyklováním pokud nedojde k rozvoji trhliny, případně k jinému poškození jež vede k lomu součásti. Takovýto proces kumulace porušení, jež vede k lomu účinkem cyklického zatěžování, se nazývá únava. Použití tohoto termínu má logiku, protože při cyklickém zatěžování dochází k postupným změnám v materiálu a tím ke ztrátě schopnosti odolávat vnějšímu zatěžování.

Havárie způsobené únavou materiálu jsou sledovány již více než 150 let. Jednou z prvních studií je práce W. A. J. Alberta z roku kolem 1828, který se zabýval vlivem cyklického zatěžování na řetězy těžebních věží v dolech. Termín únava poprvé použil Francouz J. V. Poncelet v knize o mechanice v roce 1839. Únava byla studována v polovině minulého století řadou vědců z různých zemí v souvislosti s haváriemi vozidel, os železničních kol, hřídelí, ložisek a nosníků mostů.

Nejvýznamnější jsou práce německého železničního inženýra Augustina Wöhlera, které začaly v 50-tých letech minulého století. Wöhler položil základ strategie, která umožňuje vyloučit havárie způsobené únavou. Základem této strategie jsou únavové zkoušky litin, ocelí

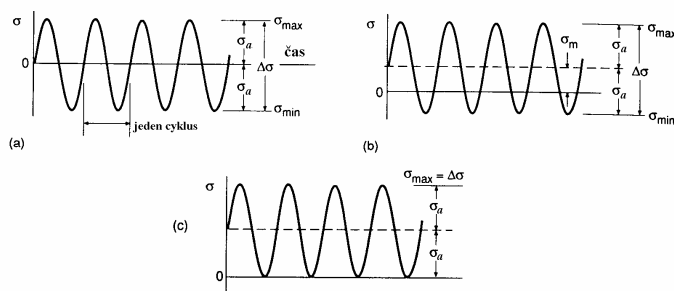
a dalších kovů při ohybovém, torzním i osovém zatěžování. Wöhler také ukázal, že únavové chování materiálu je ovlivněno nejen amplitudou napětí, ale i hodnotou středního napětí. Pokračovatelé Wöhlera, Goodman a Gerber, zpracovali odhad vlivu středního napětí na únavovou životnost součástí. Podrobnější studium únavy, zvláště z hlediska fyzikálně metalurgické podstaty, spadá do období padesátých let tohoto století. V tomto období vzniká z iniciativy prof. F. Píška Ústav fyzikální metalurgie v Brně. Práce skupiny prof. Mirko Klesnila proslavily tento ústav ve světě a to právě na poli studia fyzikálně metalurgické podstaty únavového porušení kovů.

V současné době existují tři hlavní přístupy pro rozbor namáhání a návrh bezpečné konstrukce z hlediska únavového porušení. Tradiční přístup, který je základním přístupem zpracovávaným od roku 1955 do dneška, je založen na rozboru nominálních (středních) napětí v součásti. Nominální napětí, jež vyjadřuje odolnost součásti vůči cyklickému zatěžování, je určeno jednak amplitudou napětí a středním napětím, případně určitým přízpusobením z hlediska vlivu koncentrátorů napětí tj. drážek a otvorů. Tento přístup se označuje napěťový přístup (měkké zatěžování). Druhý přístup je přístup deformační (tvrdé zatěžování), který zahrnuje mnohem podrobnější analýzu porušení součástí s vruby. Oba přístupy vedou ke zjišťování materiálové charakteristiky – křivky únavového života. V konstruktérské praxi se pak využívá těchto křivek k tomu, aby v projektované době provozu konstrukce nebyl naplněn únavový život, tj. nedošlo k únavovému porušení. Tato konstruktérská filozofie se označuje názvem filozofie bezpečného života (save live). Z historického hlediska mladší konstruktérskou filozofií je filozofie bezpečného lomu (failure save). Tato filozofie je založena na lomové mechanice – z pružnosti příp. nauky o materiálu známe historii britských tryskových letadel Comet a z ní odvozený Parisův zákon šíření únavové trhliny, který se používá pro popis šíření únavové trhliny. [10]

2.1.1 Definice a způsob zkoušení

Diskuse o napěťovém přístupu začíná jistým zjednodušením skutečnosti. Praktické aplikace a také řada únavových zkoušek materiálu zavádí cyklování mezi maximálním a minimálním napětím, jejichž úrovně jsou konstantní. Hovoříme o zatěžování konstantní amplitudou napětí.

Rozkmit napětí $\Delta\sigma$ je rozdíl mezi maximální a minimální hodnotou napětí. Střední hodnota maximálního a minimálního napětí je střední hodnota napětí σ_m .



Obr.2.1.1: Rozkmit napětí [10]

Hodnota σ_m může být buďto nulová – obr. 2.1.1 a, příp. nenulová obr. 2.1.1 b; poloviční hodnota rozkmitu je označována jako amplituda napětí σ_a – což je cyklická složka napětí, která je namodulována na statické složce napětí - σ_m . Matematické výrazy definující jednotlivá napětí jsou

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}, \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}, \quad \sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (1)$$

Místo termínu amplituda napětí se někdy používá termín alternující napětí. Dále je možno říci, že

$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a, \quad \sigma_{\min} = \sigma_m - \sigma_a \quad (2)$$

Znaménka hodnot σ_a i $\Delta\sigma$ jsou vždy kladná, dále $\sigma_{\max} > \sigma_{\min}$ v případě, že tahovému napětí přisoudíme kladné znaménko. Hodnoty σ_{\max} , σ_{\min} a σ_m mohou být kladné nebo záporné.

K popisu zátěžného cyklu se používají i hodnoty poměru výše uvedených proměnných

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}, \quad P = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (3)$$

Kde R se označuje jako napětíový poměr, $P(A)$ amplitudový poměr nesymetrie cyklu. Některé další vztahy lze odvodit ze základních vztahů.

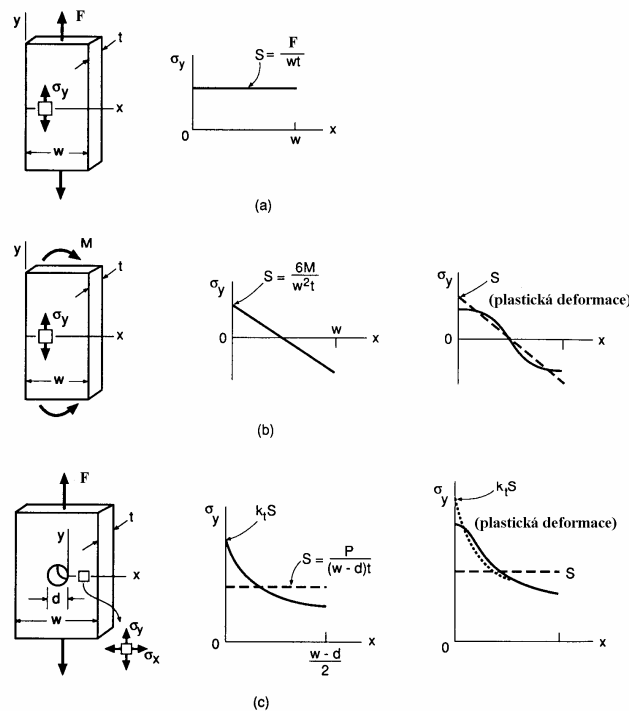
$$\Delta\sigma = 2\sigma_a = \sigma_{\max}(1-R), \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{\max}}{2}(1+R)$$

$$R = \frac{1-P}{1+P}, \quad P = \frac{1-R}{1+R} \quad (4)$$

Cyklické zatěžování s nulovým středním napětím je charakterizováno jedinou hodnotou napětí – amplitudou σ_a , nebo napětím σ_{\max} . V případě, že střední napětí je nenulové, potom k charakteristice zátěžného cyklu je třeba dvou nezávislých veličin. Příklad některých

používaných kombinací: σ_a a σ_m , R a $\Delta\sigma$, σ_{max} a σ_{min} případně σ_a a P (Symetrický cyklus $\Rightarrow \sigma_m = 0$, nebo $R = -1$; Pulzující cyklus $\Rightarrow \sigma_{min} = 0$, nebo $R = 0$).

Prakticky stejný systém indexace se používá i v případě jiných proměnných jako např. deformace ε , zatížení (síla) F , ohybový moment M a nominální napětí S . Např. F_{min} a F_{max} je minimální a maximální zatížení, ΔF je rozkmit zatížení, F_m je střední zatížení. V případě řízené deformace se např. amplitudový poměr nesymetrie cyklu označuje jako R_ε [10]



Obr. 2.1.2: Průběh napětí [10]

2.1.2 Lokální napětí versus nominální napětí

V případě únavy se odlišuje napětí v bodě (σ) a nominální nebo průměrné napětí (S) – proto jsou zde různé symboly. V případě tahové zkoušky jsme měli písmeno S vyhrazeno pro průřez, v úvahách o napětí je S nominální napětí. Nominální napětí je vypočtené ze zatížení nebo momentu síly, případně jejich kombinací podle jisté konvence a pouze v některých případech je napětí S rovno σ . Uvažme tři případy, jak jsou uvedeny na obr. 2.1.2 V případě jednoduchého osového zatěžování (a), napětí σ je všude stejné a tak je rovno střední hodnotě $S (=F/A$, kde A je průřez).

V případě ohybu je konvence počítat S ze vztahů uvažujících pouze elastickou deformaci, $S = M.a/I$, kde a je vzdálenost povrchu od neutrální osy a I je moment průřezu.

Proto, $\sigma = S$ na povrchu ohýbané součásti, kdekoli jinde je ovšem σ menší. V případě, že dochází k plastické deformaci, rozdělení napětí se stává nelineární a σ na povrchu součásti již není rovno napětí S . Viz ilustrace na obr. 2.1.2b.

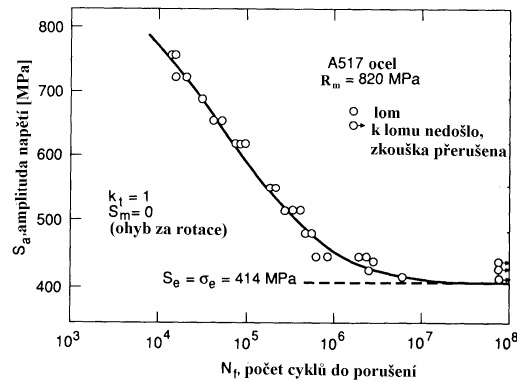
U součásti s vrubem se při výpočtu nominálního napětí uvažuje plocha průřezu součásti zmenšená o plochu vrubu (termín vrub se používá ve významu koncentrátoru napětí, tj. díry, drážky, vybrání apod.). V důsledku vlivu koncentrace napětí hodnotu napětí v kořeni vrubu (v bodě) vypočteme pomocí elastického součinitele koncentrace napětí k_t a tedy $\sigma = k_t \cdot S$. Jelikož k_t vyplývá z lineárně elastické analýzy, nelze tuto analýzu použít v případě, kdy dochází k plastické deformaci. V případě vzniku plastické deformace i když pouze lokálně v místě vrubu, pak σ a $k_t \cdot S$ si již nejsou rovny, jak ilustruje obr. 2.1.2c.

Je důležité rozlišovat mezi napětím σ v bodě a nominálním napětím S . Pro osové zatížení součásti bez vrubu kde platí $\sigma = S$, používáme symbol σ . V případě plochy, od níž je odečtena plocha vrubů použijeme index $n - S_n$; na rozdíl od výpočtu napětí, při kterém neodečítáme plochu vrubů (jak je tomu např. v lomové mechanice) použijeme index $g - S_g$. [10]

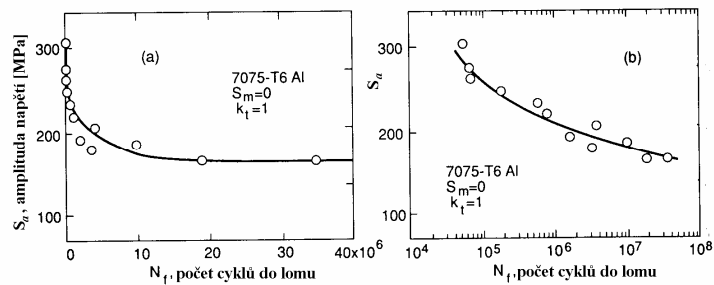
2.1.3 Napětí versus únavový život; (S-N) křivky

Je-li zkušební tyč nebo součást konstrukce podrobena dostatečně velkému cyklicky se měnícímu napětí, pak za určitou dobu dojde ke vzniku únavové trhliny a následně k lomu součásti. V případě, že zkoušku opakujeme při vyšší úrovni napětí, pak počet cyklů do porušení bude menší. Výsledkem takovýchto zkoušek provedených při různých úrovních napětí je křivka napětí-únavový život, také nazývaná S-N křivka. Amplituda napětí nebo nominálního napětí, σ_a nebo S_a , se obecně vynáší na počtu cyklů do porušení N_f jak je uvedeno na obr.2.1.3a a 2.1.3b.

Skupina takovýchto únavových zkoušek pro vyjádření S-N křivky se zpravidla provádí při nulovém středním napětí, nebo pro některé specifické případy s nenulovým středním napětím σ_m . Též se někdy měří křivky S-N při konstantní hodnotě součinitele nesymetrie cyklu, R . Přestože napětí je obvykle vynášeno jako amplituda, můžeme se setkat i s veličinami $\Delta\sigma$ nebo σ_{\max} . K přepočtu křivek S-N se používají rov.2 až 4.



Obr. 2.1.3a: S-N křivka [10]



Obr. 2.1.3b: S-N křivka [10]

Počet cyklů do porušení N_f se mění v rozmezí několika řádů s úrovní působícího napětí. Z tohoto důvodu je počet cyklů do porušení obvykle vynášen v logaritmické stupnici. Problémy s lineární stupnicí jsou zřejmé z obr. 2.1.3a, kde je stejná závislost S - N vynesena jednou v lineární a podruhé v logaritmické stupnici. Vidíme, že v případě lineární stupnice prakticky není možné odečíst počty cyklů do porušení při malém únavovém životě. Logaritmické měřítko se někdy používá i v případě osy napětí.

Pro aproximaci S-N dat v semilogaritmické stupnici používáme vztah

$$\sigma_a = C + D \cdot \log N_f \quad (5)$$

kde C a D jsou konstanty. V případě, že naměřené výsledky chceme proložit log-log závislostí, pak odpovídající funkce má tvar

$$\sigma_a = A \cdot N_f^B \quad (6)$$

Druhá rovnice se často používá v jiném tvaru

$$\sigma_a = \sigma_f' \cdot (2 \cdot N_f)^b \quad (7)$$

konstanty posledních dvou rovnic jsou ve vzájemné relaci

$$A = \sigma_f' \cdot (2)^b \text{ a } b = B. \quad (8)$$

Pro některé konstrukční materiály jsou konstanty použité v předchozích rovnicích uvedeny v následující tabulce.

Tab. 2.1.3a: Tabulka konstant

Materiál	Mez kluzu	Mez pevnosti	$\sigma_a = \sigma_f' (2 \cdot N_f)^b = A \cdot N_f^B$			$\sigma_a = c + D \cdot \log N_f$	
	R _e	R _m	σ_f'	A	b=B	C	D
a) oceli AISI 1015	227	415	976	886	- 0,140	545	- 69,6
Man-Ten	322	557	1 089	1006	- 0,115	703	- 83,0
RQC-100	683	758	938	897	- 0,0648	780	- 68,9
AISI 4142	1 584	1 757	1 937	1 837	- 0,0762	1 529	- 148
AISI 4340	1 103	1 172	1 758	1 643	- 0,0977	1 247	- 137
b) jiné materiály 2024-T4 Al	303	476	900	839	- 0,102	624	- 69,9
Ti-6Al-4V	1 185	1 233	2 030	1 889	- 0,104	1 393	- 157

V případě krátké doby života při vysokých napětích je únavový proces významně ovlivněn plastickou deformací. Protože rov. 7 se používá k popisu únavového chování hladkých zkušebních těles, je nutné v případě velkých deformací vyjádřit amplitudu napětí jako skutečné napětí. Také za hodnotu σ_f' (součinitel únavové pevnosti) je často bráno skutečné lomové napětí σ_f , které je vyšší než smluvní pevnost.

Některé konstrukční materiály, zvláště nízkouhlíkové a nízkolegované oceli, mají závislost S-N charakteristickou tím, že prakticky od hodnoty N_f řádově 10^6 amplituda napětí S již prakticky neklesá – tj. existuje jistá úroveň napětí, pod kterou nedochází k únavovému porušení. Jak ukazuje obr. 2.1.3b, S – N křivka se asymptoticky blíží k amplitudě označené

S_c . Tato limitní amplituda napětí se nazývá mez únavy. Pro zkušební tělesa bez vrubu s hladkým povrchem se pro mez únavy používá symbol σ_c (σ_e) a zpravidla se hovoří o materiálové charakteristice. Pro materiály u nichž S-N křivka nemá zmíněný asymptotický tvar, jako jsou např. slitiny hliníku i mědi, se mez únavy uvažuje jako amplituda napětí odpovídající určité smluvní době života 10^7 nebo 10^8 cyklů.

Termín únavová pevnost se používá ke specifikaci určité amplitudy napětí z S-N křivky pro určitou dobu života. To znamená únavová pevnost pro 10^5 cyklů je jednoduše amplituda odpovídající počtu cyklů do porušení $N_f = 10^5$. Jiný termín používaný v souvislosti s S-N křivkami je vysokocyklová únava a nízkocyklová únava. První termín identifikuje situace dlouhého únavového života, tj. amplituda napětí je dostatečně nízká a tedy plastická deformace není dominující pro chování materiálu. Vysokocyklová únava začíná od počtu cyklů 10^2 - 10^4 . V oblasti nízkocyklové únavy je zpracován přístup, jež souvisí s lokální plastickou deformací. [10]

2.1.4 Zdroje cyklického zatěžování

V praxi jen málo případů cyklického zatěžování lze charakterizovat konstantní amplitudou napětí. Mnohem častější je nepravidelné zatěžování v závislosti na čase. Podle původu můžeme zatěžování součástí strojů, vozidel a konstrukcí rozdělit do čtyř kategorií. Statické zatížení se prakticky nemění a je stále přítomné. Pracovní zatížení se mění v závislosti na čase a je důsledkem provozního namáhání součástí. Vibrační zatížení je cyklické zatěžování o poměrně vysoké frekvenci, které má původ v prostředí, nebo je sekundárním projevem funkce součástí. Jedná se zpravidla o projevy turbulence, nebo interakci dvou nerovných povrchů, které jsou v kontaktu. Nahodilé zatížení jsou vzácné události, ke kterým nedochází za normálních okolností. Pracovní a vibrační zatížení a často jejich kombinace jsou cyklická zatížení, která mohou způsobit únavové porušení. Poškození cyklickým zatěžováním je tím větší, čím větší působí statická složka zatížení. S-N křivky stanovené při konstantní amplitudě napětí mohou být použity k odhadu únavového života i pro případ nepravidelné historie zatížení-čas.

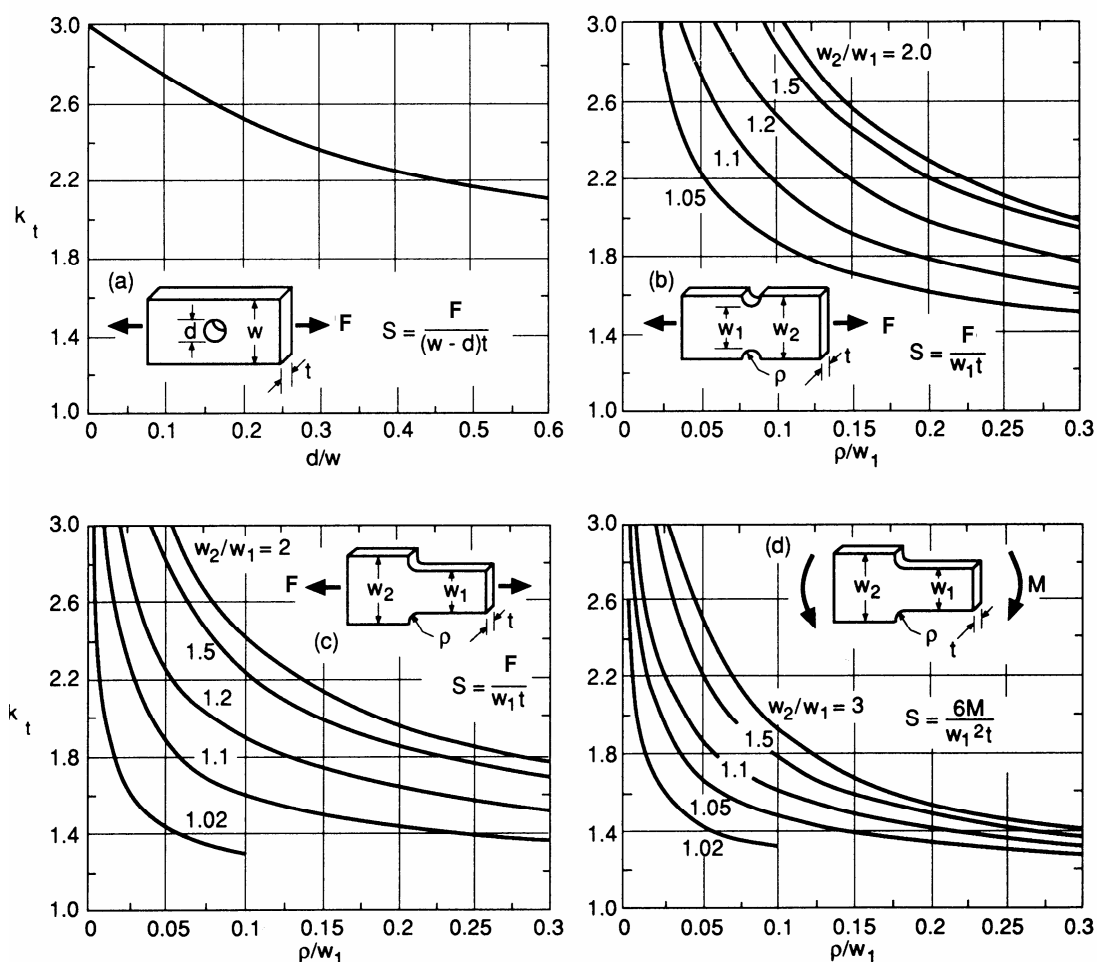
2.1.5 Experimentální zkoušení únavových vlastností

Zjišťování S-N křivek patří k základním zkouškám odolnosti materiálu vůči únavovému porušení. Některé standardy jsou zaměřeny na zkoušení kovů – např. ASTM E466, jiné na zkoušky plastů –např. ASTM D671. Výsledná data a křivky jsou publikovány v literatuře,

zvláště v různých příručkách pro konstruktéry. Pochopení základů těchto zkoušek je základem efektivního využití výsledků zkoušek v praxi.

2.2 Napět'ový přístup k únavě materiálu – součásti s vruby

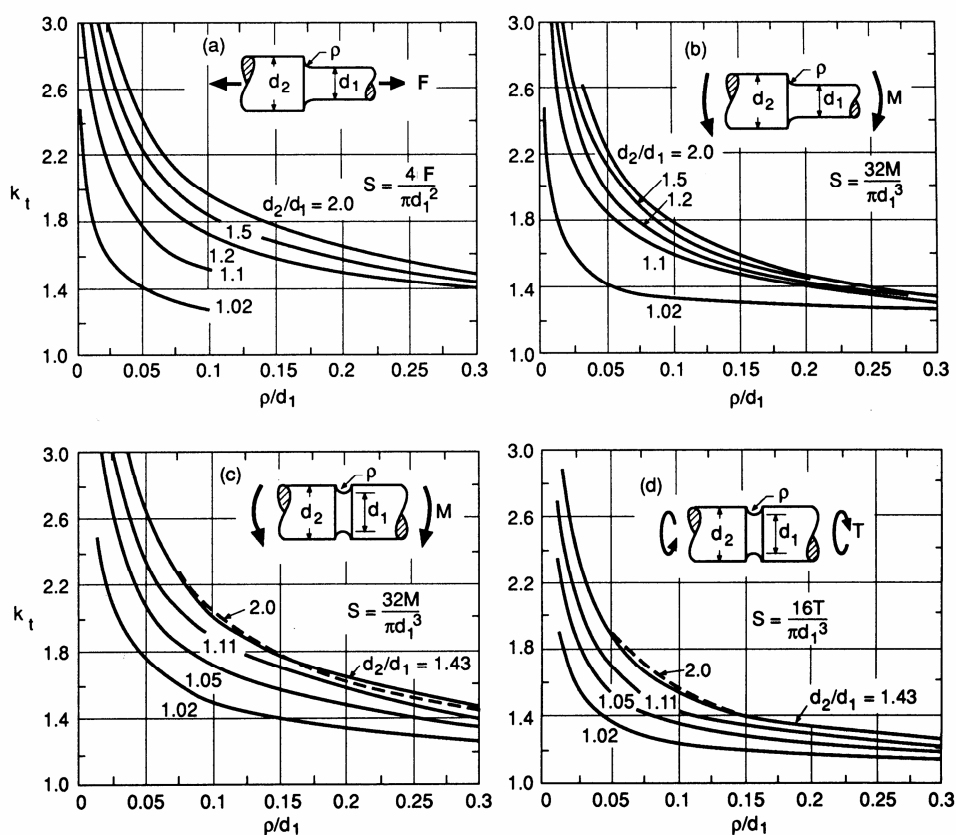
Geometrické nespojitosti, které jsou nevyhnutelné při návrhu součástí - díry, drážky, vybrání - způsobují, že napětí je v jejich blízkosti lokálně zvýšené a tedy se nazývají koncentrátory napětí. Koncentrátory napětí krátce také nazývané vruby vyžadují při konstruování zvláštní pozornost, protože vruby redukuje odolnost součásti vůči únavovému porušení. Důsledek lokálně zvýšeného napětí v těchto místech je vznik únavových trhlin. Hodnoty elastického faktoru koncentrace napětí k_t se používají k charakterizaci vrubů, kde $k_t = \sigma / S$ je poměr lokálního (bodového) napětí σ k nominálnímu (střednímu) napětí S . Hodnoty k_t jsou dostupné v nejrůznějších učebnicích a příručkách. Nejznámějším katalogem hodnot k_t je katalog vytvořený Petersonem (1974) a ukázky z něj jsou uvedeny na obr.2.2a a 2.2b



Obr. 2.2a: Hodnoty elastického faktoru koncentrace napětí k_t

Definice, nominálního napětí S může být dvojitá. Častější je výpočet S ve vztahu k čisté ploše (v místě vrubu), nebo S ve vztahu k ploše celkové (mimo vrub jak je tomu např. v lomové mechanice). Způsob určení S ovlivňuje hodnotu k_t . Při použití únavových S-N křivek je konvence definovat S ve vztahu k čisté ploše, tj. ploše z níž byl vrub odstraněn. Také, rovnice $\sigma = k_t \cdot S$ platí ve vrubech pouze v případech, že nedochází k plastické deformaci.

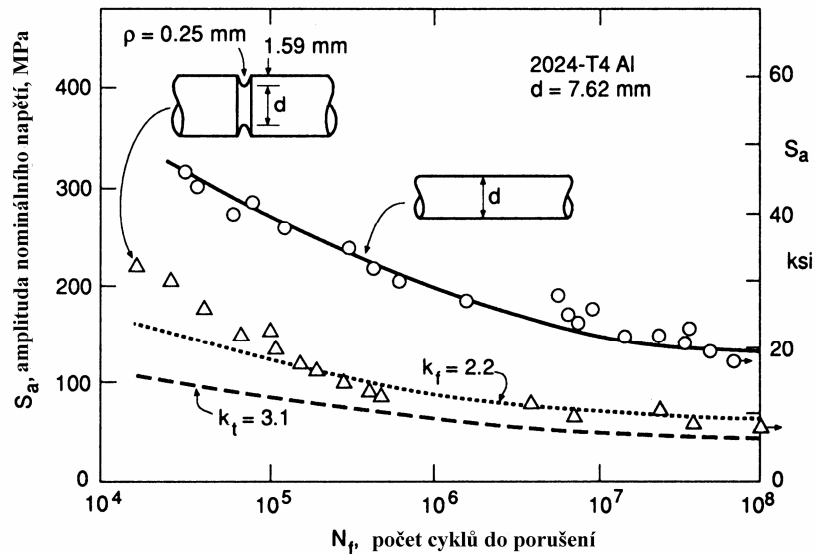
V případě velice zjednodušeného pohledu můžeme očekávat, že hladká součást a součást s vrubem budou mít stejnou únavovou životnost, jestliže napětí $\sigma = S$ v hladké součásti je stejné jako napětí $\sigma = k_t \cdot S$ v součásti s vrubem. Proto v závislosti S versus počet cyklů do lomu N_f , vliv vrubu je možné stanovit vynásobením amplitudy pro libovolnou životnost faktorem k_t . Příklad tohoto odhadu je na obr. 2.2c - viz spodní čára. Bohužel vidíme, že naměřené hodnoty leží nad tímto odhadem, takže vrub má menší vliv, než jsme očekávali na základě faktoru k_f . Skutečný redukční faktor pro dlouhé intervaly únavového života, zvláště pro $N_f=10^6$ až 10^7 cyklů nebo větší, se jmenuje únavový vrubový faktor a označuje se jako k_f .



Obr.2.2b: Hodnoty elastického faktoru koncentrace napětí k_t [10]

$$k_f = \frac{\sigma_{ar}}{S_{ar}}, \quad (1)$$

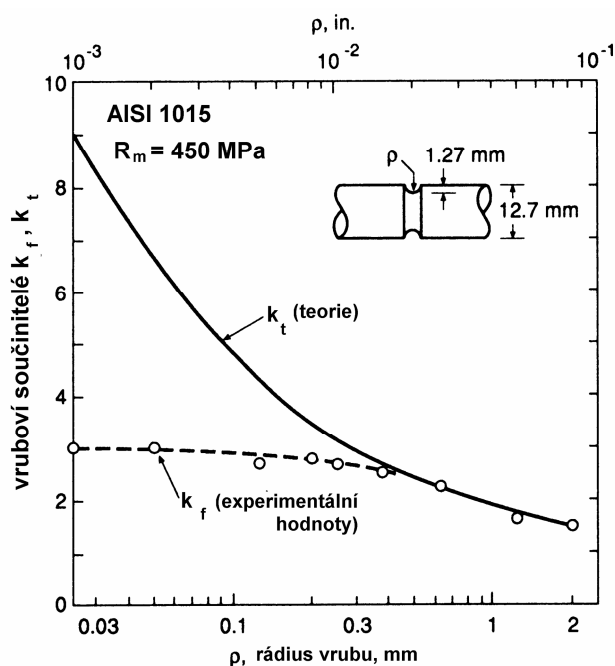
kde k_f je formálně definováno pouze pro symetrický cyklus, σ_{ar} pro hladké zkušební těleso a S_{ar} pro tělesa s vrubem.



Obr.2.2c: Vliv vrubu [10]

Má-li vrub v kořeni velký rádius ρ , pak k_f může být číselně rovno k_t . Naproti tomu pro malé ρ výše zmíněná diference může být významná a tedy k_f je výrazně menší než k_t .

Některé hodnoty k_f , jež ilustrují vliv rádiusu ρ vrubu pro ocel o středním obsahu uhlíku jsou uvedeny na obr. 2.2d. Z důvodů složitosti tohoto problému se v konstrukčním návrhu zpravidla používá empirických odhadů k získání hodnoty k_f .



Obr.2.2d: Vliv rádiusu vrubu pro ocel

2.2.1 Diskuse příčin proč $k_f < k_t$.

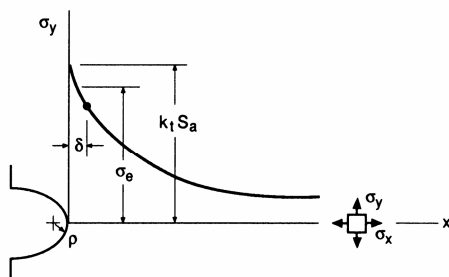
Napětí ve vrubované součásti klesá prudce v závislosti na vzdálenosti od kořene vrubu, jak je ukázáno na obr. 2.2.1a. Sklon (derivace) $d\sigma/dx$ průběhu napětí se jmenuje gradient napětí a jeho hodnota je obzvlášť velká v blízkosti ostrých vrubů. Výklad příčiny $k_f < k_t$ je ve většině případů založený právě na existenci gradientu napětí.

První z teorií výkladu proč $k_f < k_t$ vychází z představy, že materiál není citlivý na špičku napětí, ale spíše na hodnotu středního napětí, které působí přes oblast malé, ale konečné velikosti. Jinak řečeno k únavovému porušení může dojít pouze v určitém konečném objemu materiálu.

Velikost této aktivní oblasti může být charakterizována rozměrem δ , označujeme ji termínem procesní zóna, viz obr. 2.2.1a. Tedy napětí, které kontroluje iniciaci únavového porušení není největší napětí v bodě $x = 0$, ale spíše nižší hodnota – střední hodnota napětí působícího v intervalu $0 < x < \delta$. Toto střední napětí je pak ztotožněno s napětím odpovídajícím mezi únavy hladkého tělesa σ_e , tak k_f se odhaduje ze vztahu:

$$k_f = \frac{(\text{střední_hodnota_}\sigma_y\text{_v_intervalu_}0 < x < \delta)}{S_a} = \frac{\sigma_e}{S_a}, \quad (2)$$

což je menší než k_t . Poměr k_f/k_t se stává menší než jedna, tzn. rozdíl těchto veličin roste v případě, že rádius ρ se zmenšuje. Tento trend odpovídá experimentální zkušenosti.



Obr. 2.2.1a: Gradient napětí [10]

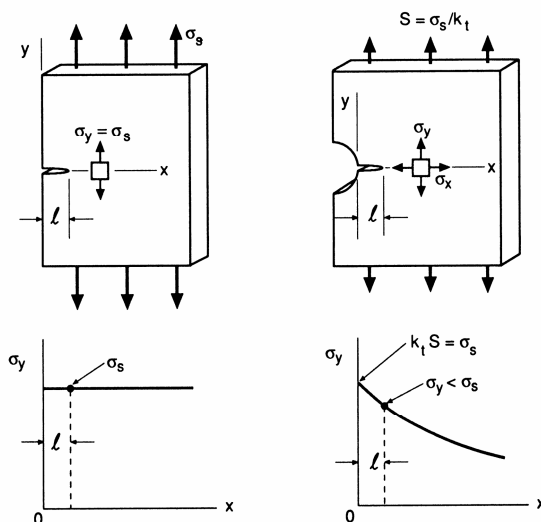
Druhou možnou příčinou tohoto efektu může být nehomogenost struktury materiálu. Vyskytují se zde zrna, která způsobují, že napětí se v rámci jednotlivých zrn srovná a tedy špičky napětí se tak sniží. I když jak prvá, tak i druhá teorie se jeví rozumně, nebyla doposud vytvořena vhodná korelace změny k_f s mikrostrukturními parametry.

Další možný výklad vlivu gradientu na příčinu proč $k_f < k_t$, je založen na teorii nejslabšího článku – což je v podstatě statistický vliv. Únavový proces může být iniciován v krystalovém zrně, které má vhodnou orientaci skluzových rovin vůči působícímu skluzovému napětí, nebo v jiném případě na vměstku, dutině, nebo jiném mikrostrukturním koncentrátoru napětí. Místa, kde může být porušení iniciováno, jsou v rovnoměrně zatíženém objemu hladké součásti náhodně rozdělena. Naproti tomu v případě ostrého vrubu se nemusí vždy vhodné místo pro iniciaci porušení vyskytovat v místě koncentrace napětí. Z toho však plyne, že v průměru vrubovaná součást bude mnohem odolnější vůči únavovému porušení v případě, že provádíme srovnání z hlediska lokálního napětí ve vrubu $\sigma_a = k_t \cdot S_a$.

Třetí možný výklad vlivu gradientu na příčinu proč $k_f < k_t$ je dán skutečností, že trhlinka může startovat v blízkosti ostrého vrubu, ale pak není schopna nestabilně růst. Uvažujme cyklické zatěžování hladké součásti zatížené napětím σ_s a vrubovanou součást zatíženou nominálním napětím S tak, že napětí ve vrubu σ má stejnou hodnotu jako napětí v hladké součásti, tj. $k_t \cdot S_a = \sigma_s$. Z hlediska k_t by měla být stejná životnost hladké i vrubované součásti.

Nyní předpokládejme, že vytvoříme průchozí trhlinku stejné hloubky v obou tělesech (viz. obr. Obr. 2.2.1b). V obou případech uvažujme napětí v místě špičky trhliny, ale před vytvořením trhliny. Toto napětí je σ_s v hladké součásti a je výrazně nižší v součásti s vrubem.

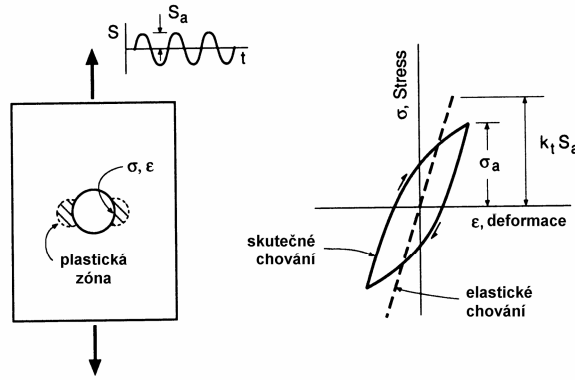
Toto je vysvětlení, proč je trhlina ve vrubovaných součástech méně náchylná k iniciaci i k růstu ve srovnání s hladkými součástmi při stejných napěťových poměrech.



Obr. 2.2.1b: Náchylnost k iniciaci trhlín [10]

Posledním možným výkladem je existence reversní plastické deformace ve vrubu během každého zatěžovacího cyklu – při vzniku plastické deformace je skutečná amplituda napětí σ_a menší než $k_t \cdot S_a$, jak ilustruje obr.2.2.1c. Toto je důsledek skutečnosti, že výpočet je založený na předpokladu elastického chování, $\sigma_a = k_t \cdot S_a$, neplatí v případě plastické deformace. K tomuto jevu dochází při vysokých napětích odpovídajících krátké životnosti ve většině konstrukčních kovech, v případě dlouhé životnosti k tomuto jevu dochází jen u několika málo velice tvárných kovů. Nicméně, při dlouhých životnostech je rozsah plastické deformace velmi malý, myšleno životnosti 10^6 , příp. 10^7 pro většinu konstrukčních kovů a toto vysvětlení není správné.

Trhliny, které se zastaví v růstu při dlouhých životnostech se nazývají nešířící trhliny a obecně se nachází v ostrých vrubech. Rozbor těchto příčin ukazuje, že přítomnost trhlín je pravděpodobně hlavní příčina relace $k_f < k_t$,



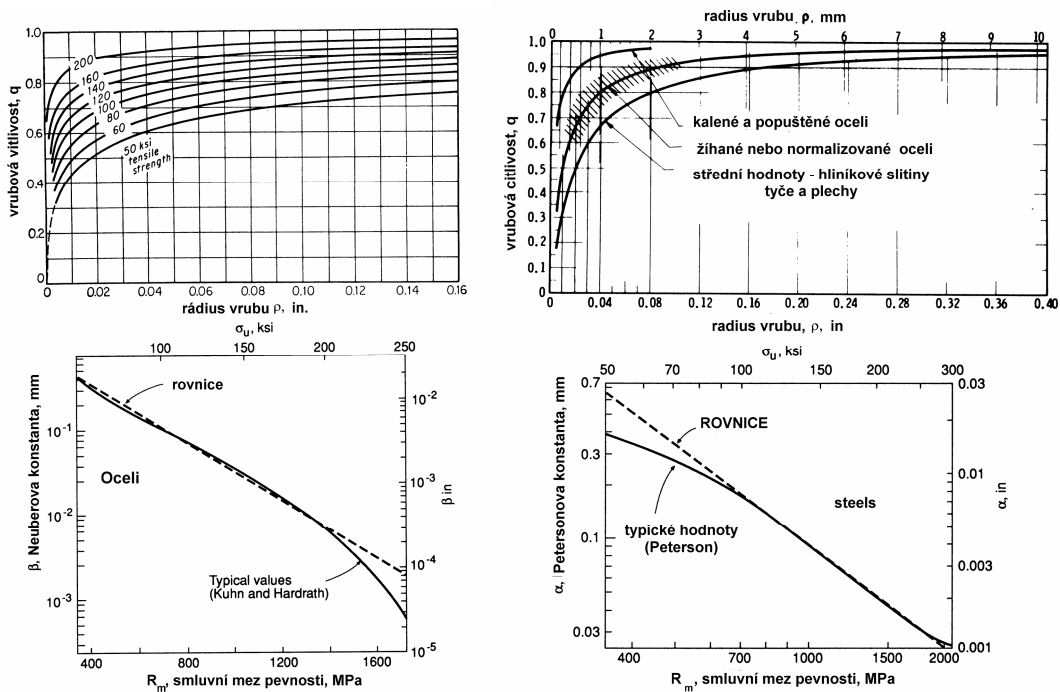
Obr.2.2.1c: Reversní plastická deformace [10]

2.2.2 Vrubová citlivost a empirické odhady k_f .

Jedním z úspěšných konceptů, který se zabývá vlivem vrubů je vrubová citlivost q

$$q = \frac{k_f - 1}{k_t - 1} \quad (5)$$

V případě, že vrub má maximální možný vliv, to jest $k_f = k_t$ pak $q = 1$. Hodnota q nabývá hodnot menších než 1, jestliže $k_f < k_t$ a nabývá minimální hodnoty $q = 0$ pro případ $k_f = 1$, to jest vrub nemá vliv. Hodnota q závisí na materiálu, tak i tvaru vrubu



Obr.2.2.2a: Vliv materiálu a radiusu vrubu [10]

Příklady změny q v závislosti na materiálu a rádiu vrubu je uveden na obr. 2.2.2a. Pro daný materiál q roste s rádiusem vrubu a v případě daného typu materiálu q roste se smluvní mezí pevnosti. Z toho plyne, že rozdíl k_f a k_t je větší v případě tvárných materiálů a součástí s ostrými vruby a je menší v případě málo tvárných materiálů a součástí s neostrými vruby.

Hodnoty q a k_f se odhadují na základě empirických materiálových konstant, které jsou nezávislé na rádiu vrubu. Poměrně často se v konstrukční praxi používá vztah navržený Petersonem (1974)

$$q = \frac{1}{1 + \frac{\alpha}{\rho}}, \quad (6)$$

kde α je materiálová konstanta, která má rozměr délky. Typické hodnoty α pro některé skupiny konstrukčních materiálů jsou

duralové slitiny	$\alpha = 0,510$ mm	
žíhané nebo normalizované nízkouhlíkové oceli	$\alpha = 0,250$ mm	(7)
kalené a popuštěné oceli	$\alpha = 0,064$ mm	

Pro oceli s relativně vysokou pevností je lepší použít vztah

$$\alpha = 0,025 \left(\frac{2070}{R_m} \right)^{1,8} \text{ mm} \quad \text{pro } R_m \geq 550 \text{ MPa} \quad (8)$$

Další možnou pomůckou pro určení α jsou grafy – obr.2.2.2a.

Pro výpočet hodnoty k_f z hodnoty q nebo α se používá rov (5) ve tvaru

$$k_f = 1 + q(k_t - 1). \quad (9)$$

Kombinací této rovnice s rov. (6) získáme výraz pro k_f na základě α

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{\alpha}{\rho}}. \quad (10)$$

Další často používané empirické vztahy pro q a odpovídající hodnotu k_f jsou

$$q = \frac{1}{1 + \sqrt{\frac{\beta}{\rho}}}, \quad k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\beta}{\rho}}}, \quad (11)$$

kde β je materiálová konstanta. Jednotlivé výrazy reprezentují zjednodušení vztahu sestaveného Neubrem. Hodnoty β charakteristické pro oceli jsou uvedeny ve spodní části obrázku 2.2.2a. Dále je možné hodnoty β vypočítat ze vztahu

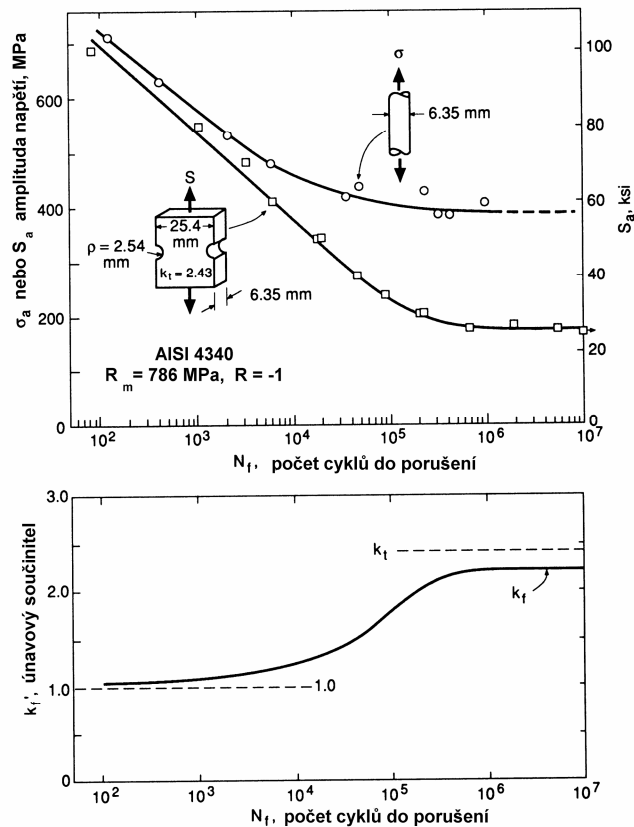
$$\log \beta = -\frac{R_m - 134 \text{MPa}}{586} \quad [\text{mm}] \quad \text{platí pro } R_m \leq \text{MPa} \quad (12)$$

Rovnice (10), (11) a řada dalších analogických vztahů uváděných v literatuře jsou založeny na představě procesní zóny, teorii nejslabšího článku, a podobných představách – přehled udělal např. Peterson. Bohužel neexistuje fyzikální model, příp. kombinace modelů, na základě kterých by příslušné vztahy byly odvozeny a problém vysvětlen. Tedy rovnice pro výpočet k_f jsou v podstatě vztahy pro odhad této veličiny a to pro konstrukční účely. Všechny vztahy pro výpočet k_f jsou empirické povahy. Dále si musíme uvědomit, že rovnice pro odhad k_f jsou určeny pro relativně mělké a neostré vruby, které se nejčastěji v konstrukční praxi používají. V případě, že je vrub hluboký a ostrý, připomíná tvarem trhlinu, pak je mnohem přesnější předpokládat, že se jedná o trhlinu. Chování součásti s takovýmto vrubem je pak lepší předvídat pomocí lomové mechaniky.

2.2.3 Vliv vrubu pro střední a krátké doby únavového života

Pro střední a krátké doby únavového života houževnatých materiálů vliv vratné plastické deformace významně vzrůstá v závislosti na růstu amplitudy napětí. Jedním z důsledků tohoto chování je, že poměr únavové pevnosti hladkého tělesa a tělesa s vrubem se stává menší než k_f a tedy je účelné definovat únavový vrubový faktor k'_f , který se mění v závislosti na době únavového života (roste v závislosti na počtu cyklů do porušení)

$$k'_f = f(N_f) = \frac{\sigma_{ar}}{S_{ar}} \quad (\text{víme, že index } ar \text{ značí symetrický cyklus}). \quad (13)$$



Obr.2.2.3a: Vliv vrubu pro střední a krátké doby únavového života [10]

Experimentální výsledky uvedené na obr. 2.2.3a tento jev ilustrují. V případě houževnatého materiálu k'_f klesá z hodnoty k_f při dlouhých dobách života na hodnotu blízkou jedné pro krátké doby života.

Uvažujme symetrický zátěžný cyklus, pak můžeme předcházející skutečnost znázornit případy, že materiál se chová jako ideálně elastický, nebo ideálně plastický s hodnotou meze kluzu R_e – obr. 2.2.3b.

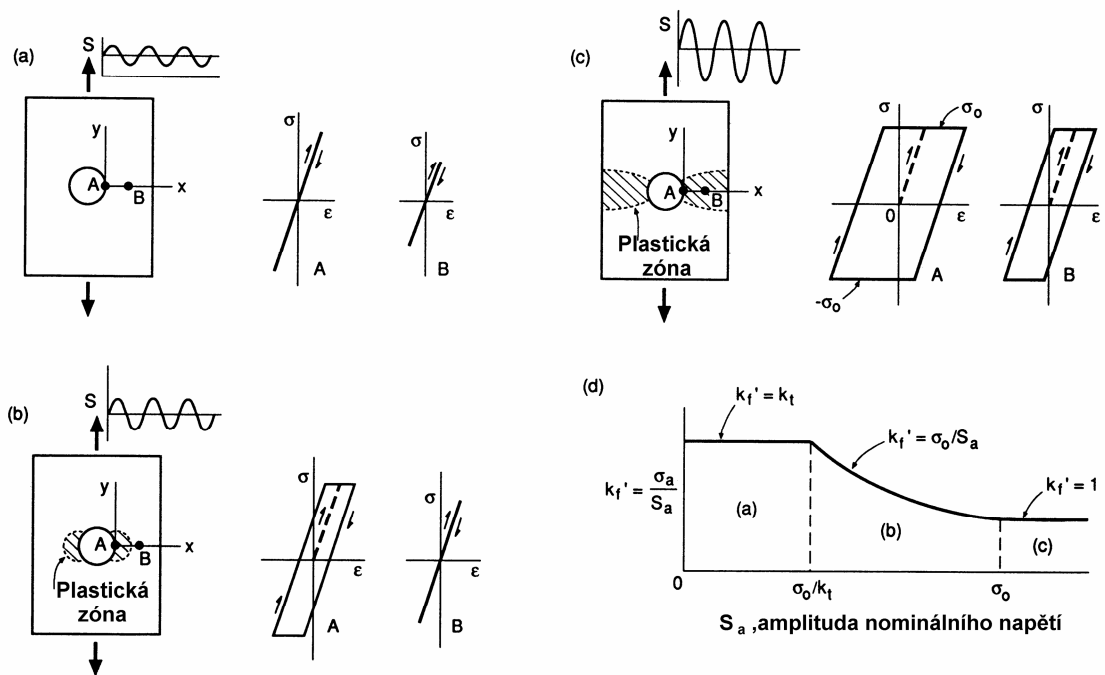
V podstatě mohou nastat tři případy:

- k plastické deformaci nedochází,
- dochází k lokální plastické deformaci,
- plastická deformace probíhá v celém průřezu.

V případě, že napětí v blízkosti vrubu v průběhu zatěžování nikdy nedosáhne meze kluzu, tj. je splněna podmínka $k_t \cdot S_a < R_e$, pak nedojde k plastické deformaci. V tomto případě se vliv plastické deformace neuvažuje a platí $k_f' = k_f$ (nevzniká plastická deformace, $k_t \cdot S_a < R_e$) (14)

Předpokládejme, že zatěžování je dostatečné k tomu, aby vyvolalo vznik lokální plastické deformace v blízkosti vrubu, tj. předpokládejme, že $k_t \cdot S_a \geq R_e$. Symetrický zátěžný cyklus má za následek, že k plastické deformaci v blízkosti vrubu dochází jak při tahovém, tak i tlakovém půl-cyklu – viz obr. 2.2.3b(b). Protože k plastické deformaci nedochází v celém průřezu, ale pouze v místě koncentrace napětí v blízkosti vrubu, hovoříme o lokální plastické deformaci. V tomto případě amplituda napětí v blízkosti vrubu je rovna hodnotě R_e a tedy platí

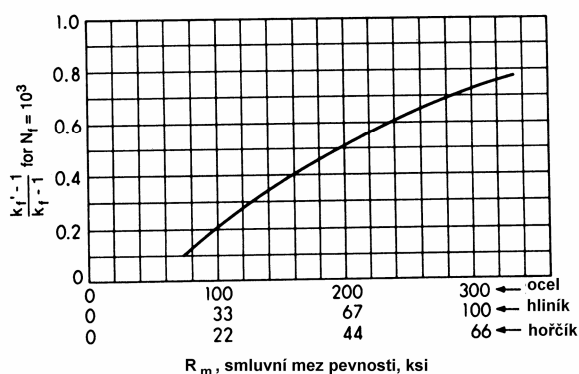
$$k_f' = \frac{R_e}{S_a} \text{ (lokální plastická deformace, } k_t \cdot S_a \geq R_e \text{)}. \quad (15)$$



Obr.2.2.3b: Plastické deformace [10]

Poslední případ je případ makroplastické deformace, tj. případ, kdy se plastická deformace rozšíří přes celý nosný průřez – obr. 2.2.3b (c). To způsobí, že v celém nosném průřezu bude amplituda napětí stejná a rovna R_e , tedy i amplituda nominálního napětí S_a je rovna R_e . Jinak řečeno, vrub prakticky v tomto případě nemá vliv na hodnotu napětí a tedy

$$k'_f \approx 1 \quad (\text{vzniká makroplastická deformace, } S_a \approx R_e) \quad (16)$$



Obr. 2.2.3c: Koeficienty pro odhad S-N křivek [10]

Očekávané trendy v k'_f pro tři situace popsané vztahy 14 – 16 jsou na obr. 2.2.3b. Je-li amplituda napětí z křivky S-N únavového života hladké součásti vynásobena hodnotou k'_f z rovnic 14 – 16, pak výsledkem bude křivka S-N pro součásti s vrubem.

V případě aplikace napěťového přístupu křivky S-N únavového života pro vrubované součásti se zpravidla odhadují. V empirickém přístupu o němž hovoříme, se zpravidla vliv plastické deformace uvažuje v případě krátkého a středního únavového života. Např. když odhadneme k_f pro dlouhý únavový život, pak k'_f při $N = 10^3$ cyklů můžeme odečíst ze závislostí uvedených na obr. 2.2.3c. Hodnoty k'_f pro délky únavového života mezi 10^3 až 10^6 cyklů se zpravidla získávají interpolací. Z obr. 2.2.3c vidíme, že hodnoty k'_f se přibližují hodnotě k_f pro případ materiálů s vysokou pevností (zpravidla jsou to materiály křehké, materiály s nízkou houževnatostí) a k'_f se blíží jedničce pro kovy o nízké pevnosti (zpravidla tvárné a tedy i houževnaté materiály). Tento efekt je způsoben plastickou deformací.

2.2.4 Kombinace vlivu vrubu a středního napětí

Empirické výrazy i křivky sloužící k odhadu k_f a k'_f jsou založeny na poznatcích případně hodnotách navržených pro symetrický zátěžný cyklus. Tyto závěry však nemohou být aplikovány pro případy, kdy působí nenulové statické zatížení (střední napětí).

- **Křehké materiály**

Uvažujme vrubovanou součást staticky zatíženou a podrobenou cyklickému zatěžování. Předpokládejme, že ani v okamžiku dosažení maxima, ani v okamžiku dosažení

minima zátěžné síly nedochází ke vzniku plastické deformace v blízkosti vrubu. Všechna napětí ve vrubu pak mohou být jednoduše vypočtena ze vztahu $k_t S$ a tedy amplituda napětí σ_a a střední napětí σ_m jsou:

$$\sigma_a = k_t S_a, \quad \sigma_m = k_t S_m \quad (k_t |S|_{\max} < R_e). \quad (17)$$

Vliv středního napětí na únavový život se uvažuje na základě vztahu, který jsme nazvali jako vztah Goodmanův

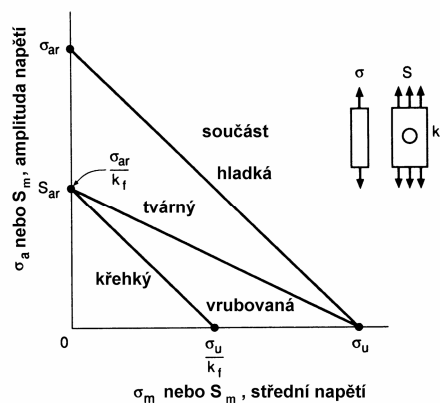
$$\sigma_{ar} = \frac{\sigma_a}{1 - \frac{\sigma_m}{R_m}} \quad (18)$$

kde σ_{ar} je z hlediska únavového života ekvivalentní amplituda napětí hladké součásti zatěžované symetrickým cyklem. Kombinací tohoto vztahu a rov. (17) dostáváme

$$\sigma_{ar} = \frac{k_t \cdot S_a}{1 - \frac{k_t \cdot S_m}{R_m}} \quad (k_t |S|_{\max} < R_e) \quad (19)$$

Nicméně, z pohledu vrubové citlivosti diskutované výše, tato rovnice je obvykle aplikována v modifikaci, kde k_t je nahrazeno k_f .

Obecné použití rov. 19, příp. podobné rovnice s veličinou k_f - je vhodným přístupem pro součásti s vrubem, které jsou zhotoveny z křehkého materiálu (materiálu, v němž dochází obtížně k plastické deformaci). Tedy pro odhad únavového života křehkých materiálů, jak bylo dříve řečeno, uvažujeme $k'_f \approx k_f$.



Obr.2.2.4a: Lineární závislost k_f [10]

Na obr. Obr.2.2.4a je vynesena přímka podle rov. 19 s hodnotou k_f , je označena křehký. Ve srovnání s Goodmanovou přímkou hladkých těles tato závislost protíná obě osy v hodnotách napětí, které jsou menší. Průsečík na ose amplitudy napětí je dán bodem $\frac{\sigma_{ar}}{k_f}$, což je ve shodě s definicí k_f podle rov. (1). Průsečík na ose středních napětí odpovídá maximální možné hodnotě statického přetížení a je rovno poměru $\frac{R_m}{k_f}$. Jak již bylo zmíněno, pro křehké materiály hodnoty k'_f a k_f jsou si velice blízké. Tato skutečnost souvisí se zkušeností, že statická pevnost vrubovaných součástí z křehkého materiálu je redukována v poměru faktoru koncentrace napětí.

- **Tvárné (houževnaté) materiály**

Zcela rozdílná situace je v případě tvárných materiálů, které mají schopnost se významně plasticky deformovat. V tomto případě smluvní pevnost vrubovaných součástí není výrazně vrubem ovlivněna. Pro jednoduché osově zatěžování, smluvní pevnost vrubované součásti je přibližně rovna smluvní pevnosti součásti hladké $S_m=R_m$. To však znamená, že závislost střední napětí \approx amplituda napětí součásti s vrubem zhotovené z tvárného materiálu bude protínat osu x v hodnotě R_m . Tato přímka (na obr. Obr.2.2.4a označená jako tvárný) odpovídá rovnici

$$\sigma_{ar} = \frac{k'_f S_e}{1 - \frac{S_m}{R_m}}, \quad (20)$$

kde k'_f je proměnný faktor (viz. rov. 13) a připouští použití tohoto vztahu pro konečný únavový život. Nehledě na tuto změnu rovnice (20) se od rovnice (19) liší pouze tím, že hodnota S_m není násobena vrubovým faktorem. Proto rov. (20) může být interpretována pro případ tvárných materiálů, kde koncentrace napětí nemá vliv na střední napětí.

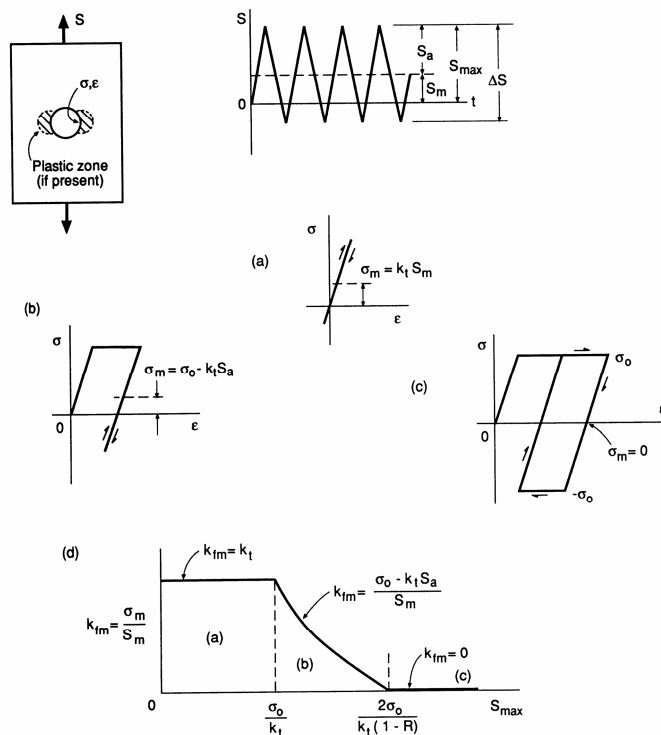
Rovnice (19) s použitím k_f a rov. (20) můžeme psát jako jednu rovnici zavedením únavového vrubového faktoru pro střední napětí, k_{fm} .

$$\sigma_{ar} = \frac{k'_f S_a}{1 - \frac{k_{fm} S_m}{R_m}}, \quad S_{ar} = \frac{S_a}{1 - \frac{k_{fm} S_m}{R_m}} \quad (a,b) \quad (21)$$

kde $k_{fm} = k'_f = k_f$ (křehké materiály)

$$k_{fm} = 1 \quad (\text{tažné materiály}).$$

První tvar rovnice se používá k výpočtu hodnoty σ_{ar} , ekvivalentu amplitudy symetrického cyklu pro S-N křivku hladké součásti nezatižené statickým předpětím $\sigma_m = 0$. Podobně, víme-li $S_{ar} = \frac{\sigma_{ar}}{k_f}$, dává druhý vztah hodnotu S_{ar} - ekvivalent amplitudy symetrického cyklu pro S-N křivku vrubované součásti nezatižené statickým předpětím $S_m=0$. Poslední rovnice je-li použita pro materiál s velkou tažností, k_{fm} odpovídá jednoduché modifikaci Goodmanovy rovnice pro nominální napětí. Křehké materiály se zpravidla uvažují ty materiály, které mají tažnost menší než pět procent. Víceméně takováto definice je velice volná a hraniční případy je obtížné klasifikovat.



Obr.2.2.5: Faktor koncentrace napětí pro střední napětí [10]

2.2.5 Shrnutí

V případě, že nedochází k plastické deformaci ve vrubu, pak lokální střední napětí může být odhadnuto přímo z k_t . Naproti tomu v tvárném materiálu k plastické deformaci ve vrubu může dojít při vysokých středních napětích při dlouhé únavové životnosti, tj. životnosti při níž je plastická deformace zanedbatelná, příp. nulová pro symetrický cyklus. To je příčinou, že

střední napětí ve vrubu může být menší než se odhaduje z hodnoty k_t , jak ilustruje obr.2.2.5. Tedy faktor koncentrace napětí pro střední napětí je uvažován jako proměnná

$$k_{fm} = \frac{\sigma_m}{S_m}, \quad (22)$$

kde S_m je střední hodnota nominálního napětí a σ_m je střední hodnota lokálního napětí ve vrubu.

Necht' chování materiálu je aproximováno jako elastické a ideálně plastické a předpokládejme, že působí střední napětí. Existují tři možné situace, jak ilustruje obr.2.2.5.(a) nedochází k plastické deformaci, (b) počáteční plastická deformace, (c) vratná plastická deformace. K plastické deformaci nedochází v případě, že jak v okamžiku maximálního zatížení, tak i minimálního zatížení napětí $k_t S$ ve vrubu nedosáhne meze kluzu. V tomto případě dostáváme stejnou situaci jako v případě křehkého materiálu rov. 19 a tedy očekáváme $k_{fm} = k_t$.

Předpokládejme, že ať již v maximu nebo v minimu zátěžného cyklu dojde k plastické deformaci a tedy platí $k_t |S|_{\max} > R_e$, ale napětí není dostatečné ke vzniku vratné plastické deformace. Pak dostáváme situaci uvedenou na obr.2.2.5(b) kde je pouze iniciační plastická deformace. Pokud cyklické napětí je elastické, pak amplituda napětí ve vrubu může být počítána $\sigma_a = k_t S_a$. V každém napětiovém cyklu maximální napětí se bude vracet na stejnou hodnotu R_e , kterou mělo v prvním cyklu. Odtud pro počáteční plastickou deformaci v tahu je střední napětí

$$\sigma_m = \sigma_{\max} - \sigma_a = R_m - k_t S_a \quad (23)$$

Nakonec, jestliže zatížení je dostatečné aby $k_t \Delta S > 2R_e$, pak dochází k vratné plastické deformaci jak ukazuje obr.2.2.5(c). Napětí ve vrubu je

$$\sigma_{\max} = R_e, \quad \sigma_{\min} = -R_e. \quad (24)$$

a tedy

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} = 0 \quad (25)$$

což vede k hodnotě $k_{fm} = 0$.

Na základě předcházejících úvah můžeme situaci sumarizovat následovně

$$k_{fm} = k_t \quad (\text{nedochází k plastické deformaci, } k_t |S|_{\max} < R_e)$$

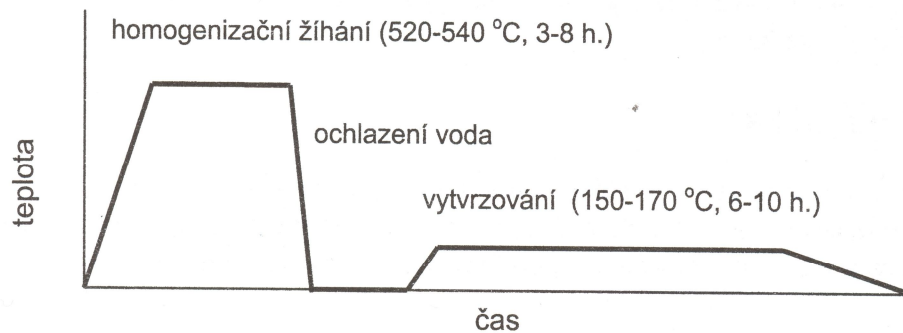
$$k_{fm} = \frac{R_m - k_t S_a}{|S_m|} \quad (\text{počáteční plastická deformace, } k_t |S|_{\max} > R_e) \quad (26)$$

$$k_{fm} = 0 \quad (\text{vratná plastická deformace, } k_t \Delta S > 2R_e)$$

kde absolutní hodnoty značí, že rovnice jsou použitelné jak pro tahové, tak i tlakové napětí S_m . Změna k_{fm} s S_{\max} je podobná jako na obr.2.2.5(d). Poznamenejme, že lokální plastická deformace ve vrubu způsobí, že k_{fm} je menší, než k_t , v extrémních případech je rovno nule. K chování $k_{fm} = 0$ dochází v případě, že napětí S_{\max} přesáhne hodnotu uvedenou v obr.2.2.5(d), která odpovídá vztahu $k_t \Delta S > 2R_e$ ($\Delta S = 2R_e = k_t S_{\max} (1 - R)$)

3. Tepelné zpracování slitin hliníku

Mezi tepelným zpracováním slitin pro tváření a slitin pro odlévání není zásadního rozdílu, a proto budou obě skupiny slitin zahrnuty dohromady. Způsoby TZ lze rozdělit do těchto základních skupin: žihání a vytvrzování.



Obr. 3.1: Diagram tepelného zpracování při vytvrzování za tepla [6]

- **Žihání na odstranění vnitřního pnutí**

Cílem je snížit vnitřní pnutí vyvolané tepelným spádem při chladnutí odlitků, svařování apod. Provádí se při teplotě 200 až 250°C s dobou setrvání 6 až 8 hod.

- **Žihání na zotavení**

Teplota se řídí dle chemického složení a konečných mechanických požadavků. Její výše je taková, aby nenastala strukturní změna (nižší než rekrystalizační). Cílem je opět snížit pnutí a to především u tvářených za studena.

- **Žihání stabilizační**

Rozměrová stabilizace se provádí v teplotním rozsahu 240 – 350°C podle druhu slitiny. U odlitků může stabilizační žihání nahradit jiné způsoby tepelného zpracování.

- **Žihání rekrystalizační**

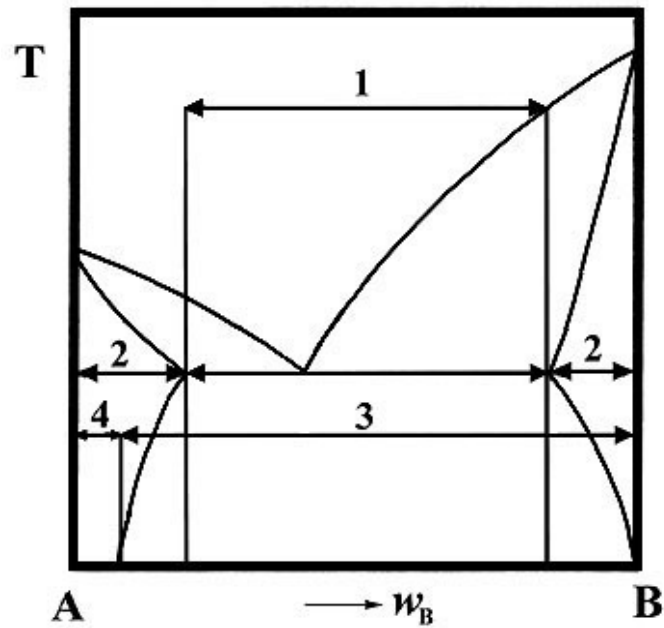
Toto tepelné zpracování se provádí u kovů a slitin, jež jsou ve stavu tvářeném za studena. Rekrystalizačním žiháním se snižuje tvrdost a pevnost a zvyšuje se tažnost a houževnatost. Snahou rekrystalizačního žihání je získat co nejjemnější zrno. Nevytvrzená, za studena tvářená slitina je rekrystalizačně žihána po krátkou dobu na vyšší teplotě, než je obvyklá rekrystalizační teplota dané slitiny. Je-li struktura heterogenní, není problém zajistit její heterogeničnost i nadále, neboť rekrystalizační pochody jsou rychlejší než difúzní změny. Teplota a doba prodlevy se řídí dle slitiny a jejího stavu.

- **Žihání homogenizační**

Slitiny, které pro svou chemickou heterogenitu, např. po primární krystalizaci, jsou v nerovnovázném stavu, je možno homogenizovat žiháním nad teplotou změny rozpustnosti, tedy v oblasti tuhého roztoku (viz binární diagram). Slitiny s velkou koncentrací přísad vyžadují delší prodlevu na teplotě a naopak. U tvářených slitin s jemnozrnnou strukturou se dosáhne homogenního stavu za 20-60 min, slévárenské slitiny s hrubou lící strukturou vyžadují 3-16 hod.

3.1 Vytvrzování

Tvářené i slévárenské slitiny mohou být z hlediska dalšího tepelného zpracování vytvrditelné nebo nevytvrditelné. Podmínkami vytvrditelnosti slitin je dostatečná rozpustnost přísady v hliníku v tuhém stavu a klesající rozpustnost přísady v tuhém hliníku s klesající teplotou.



Obr. 3.2: Rozdělení hliníkových slitin [2]

1. slévárenské slitiny
2. slitiny určené k tváření
3. precipitačně vytvrditelné slitiny
4. precipitačně nevytvrditelné slitiny

3.1.1 Tvářené slitiny nevytvrditelné:

- nelze vytvrzovat tepelným zpracováním
- jejich pevnost je způsobena substitučním zpevněním tuhého roztoku, dalšího zpevnění dosáhneme tvářením za studena
- nejvýznamnějšími zástupci jsou Al-Mn, Al-Mg

3.1.2 Tvářené slitiny vytvrditelné:

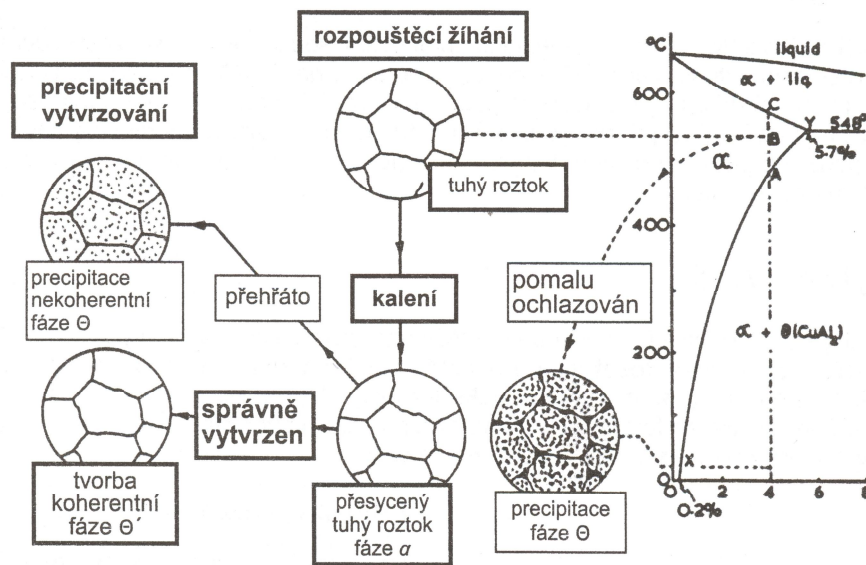
- lze vytvrzovat tepelným zpracováním, což vede ke zvýšení pevnosti a tvrdosti
- nejvýznamnějšími zástupci jsou Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg, Al-Li

Vytvrzováním lze do značné míry měnit mechanické a fyzikální vlastnosti takových slitin, které mají v rovnovážném diagramu dostatečně výraznou změnu rozpustnosti. Ta je

základním předpokladem pro vznik přesyceného tuhého roztoku, jehož další změna vede k ovlivnění vlastností. Provádí se především u slitin hliníku, hořčíku, některých slitin mědi.

Tato technologie se skládá z následujících úkonů:

- rozpouštěcí žihání
- ochlazení ve vodě
- stárnutí



Obr. 3.3: Průběh vytvrzování slitiny Al-Cu [6]

Rozpuštěcím žiháním dojde k dosažení homogenního tuhého roztoku. Ohřevu je nutno věnovat značnou péči. Zvláště u takových slitin, u nichž koncentrace přísady se blíží maximálnímu stupni sycení, je kladen důraz především na dodržení správné výše teploty. V takových případech je i křivka solidu velmi blízko změně rozpustnosti a proto přílišné překročení této teploty (někdy je zde rozmezí pouze několik stupňů) může vyvolat natavení hranic zrn a zhrubnutí struktury. Při příliš nízké teplotě je naopak rozpouštění segregátů nedokonalé. Doba prodlevy je dána především tloušťkou součásti, druhem a velikostí fází.

Snahou je dobu zkrátit na co nejmenší míru, neboť zbytečným prodlužováním hrubne zrno a zhoršují se vlastnosti. Ochlazení slitiny se provádí do vody o teplotě 20°C, tvarově složitější díly ochlazují ponorem do vody o teplotě 40-50°C, v některých případech až 80°C. Cílem je získat přesycený tuhý roztok, zabránit segregaci fází. Na rozdíl od heterogenního

stavu vyznačuje se homogenní stav za normální teploty nižšími pevnostními vlastnostmi, vyšší tažností a vyšší houževnatostí.

Stárnutí hliníkových slitin je velmi složitý proces. Probíhá nukleace nové fáze, která je bohatší na přísadu než základní tuhý roztok. Růstem těchto zárodků vznikají koherentní precipitáty, které jsou označovány jako Guinier-Prestonova pásma. Za zvýšené teploty tyto precipitáty dále rostou a jejich počet se zmenšuje. Při dalším vzestupu teploty vznikají částečně koherentní a nekoherentní precipitáty. Rozpad přesyceného tuhého roztoku označujeme souborně jako stárnutí, při čemž výrazným dílčím pochodem je precipitace, která následuje po předprecipitačních jevech. Proces probíhající za normální teploty se označuje jako přirozené, zatímco při vyšší teplotě je označováno jako umělé.

Rozpouštěcí žihání je provedeno při teplotě 500°C, následuje rychlé ochlazení. Při ponechání na normální teplotě dochází v první fázi k rozsáhlé difúzi pohybu atomů mědi, čímž vznikají oblasti s vyšší koncentrací mědi. Zde dochází ke vzniku koherentního precipitátu monoatomárních vrstev mědi. Tato pásma jsou označována jako Guinier-Prestonova pásma I (GPI).

V další fázi stárnutí vznikají vícevrstvé destičkové útvary tvořené několika monoatomovými, pravidelně se střídajícími vrstvami mědi. Tato pásma jsou označena jako Guinier-Prestonova pásma II (GPII).

Pásma GOII mají zřetelnou tetragonální stavbu a jsou ještě koherentní s mřížkou základní kovové hmoty. Vznikem GPI a GPII je přirozené stárnutí slitiny Al-Cu skončeno. Stárne-li tato slitina za vyšších teplot, objevují se v průběhu stárnutí některé rozdíly. V první fázi vznikají koherentní precipitáty GPI.

Při zvýšené teplotě 130°C se objevují vedle těchto precipitátů i pásma GPII, jejichž počet stále vzrůstá, zatímco GPI se postupně rozpouštějí. Asi po 10 hod. se vedle pásem GPII objevuje ve struktuře nová, částečně koherentní fáze 0'. Zpočátku vzniku této fáze 0' dochází ke zvýšení tvrdosti. Jakmile se však zvýší její objem, zmenší se její disperznost a tvrdost se snižuje. Tento pokles tvrdosti se označuje jako přestárnutí slitiny. Částečně koherentní fáze 0' je koherentní - na rozdíl od základní kubické mřížky. Při teplotě 200°C dosahují ploténky fáze 0' průměru asi 100 Å a výšky 100-300°C. Při teplotě 300°C a dlouhé době se mění fáze 0' na stabilní fázi 0, Al₂Cu. Tato stabilní fáze je již nekoherentní. Úplné snížení koherentnosti se projeví snížením pevnosti a tvrdosti na minimální výši, přičemž se současně zvyšuje houževnatost a tažnost.

3.2 Precipitace

Jestliže se dvousložková slitina o chemickém složení v rozmezí XHXF nebo XKXJ ohřeje na teploty vyšší než jsou čáry změny rozpustnosti s teplotou HF nebo JG (segregační křivky), slitina se přemění při dostatečně dlouhé době výdrže na jednofázový (homogenní) tuhý roztok α nebo β .

Při pomalém rovnoměrném chladnutí se z tohoto tuhého roztoku při teplotách nižších, než jsou křivky rozpustnosti, začnou vylučovat z tuhého roztoku podle pákového pravidla krystaly α nebo β . Při dosažení teploty okolí je slitina v rovnovážném stavu, takže např. slitina o složení X se skládá z krystalů α o chemickém složení XH a β o chemickém složení XJ v množství daném poměrem úseček $XJ : XH$.

3.2.1 Charakteristika precipitace

Jestliže se slitina o složení X po ohřátí do oblasti jednofázového roztoku ochladí rychle, krystaly β se nestačí vyloučit a slitina se při teplotě okolí skládá stále z jednofázového tuhého roztoku. Ten ale obsahuje více složky B, než by obsahovaly krystaly tuhé fáze α při rovnoměrném pomalém ochlazování. Je složkou B tzv. přesycen, a proto není ve stabilním, ale v metastabilním nebo v nestabilním stavu. Takovýto přesycený tuhý roztok se na rozdíl od rovnoměrně ochlazené fáze α označuje α' , protože od krystalů α liší jak chemickým složením, tak zejména mřížkou.

Přesycený tuhý roztok má tendenci přejít do stabilního stavu, k čemuž potřebuje dodat vnější energii, kterou je především teplo nebo i mechanická energie. Po jejím dodání se začíná tento přesycený roztok rozpadat. Tento rozpad, kdy se začíná z dané fáze α' vylučovat fáze β , se nazývá precipitace.

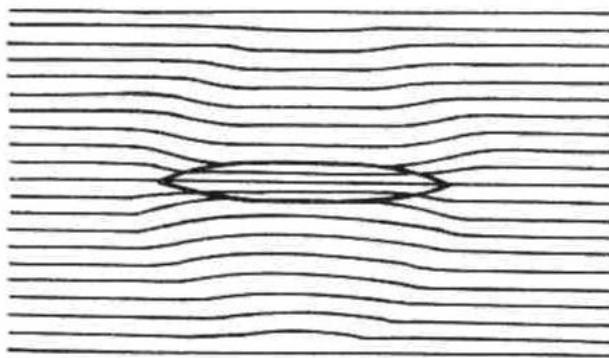
Opakem precipitace je homogenizace, tj. rozpouštění vyloučených částic v základní fázi za zvýšené teploty. Homogenizace se proto používá při vyrovnávání rozdílů chemického složení v tuhého roztoku.

3.2.2 Průběh precipitace

Hlavní podmínkou vzniku precipitace je existence přesyceného tuhého roztoku, který se ohřeje na teploty vyšší než je teplota okolí, ale nižší než je teplota přeměny tohoto přesyceného tuhého roztoku na jednofázový roztok. Pak se z přesyceného roztoku začne

vylučovat ta fáze, kterou je tuhý roztok více přesycen. Podoba této precipitující fáze, odpovídající stabilnímu stavu struktury, se však nebude tvoří přímo, ale přes několik mezistupňů, jejichž struktura se postupně přibližuje struktuře konečné rovnovážné fáze.

Prvním stupněm je vznik Guinier-Prestonových (GP) zón, což jsou velmi malé oblasti s vysokou koncentrací složky B. Tyto oblasti mají destičkovitý tvar o průměru několika desítek angströmů a o tloušťce jen několika málo angströmů. Jsou to v podstatě jednoatomové vrstvy. Atomy v těchto GP zónách jsou umístěny v uzlech mřížky tuhého roztoku α . Při vzniku těchto zón je teplota roztoku ještě poměrně nízká, a proto se ještě nejedná o precipitaci nové fáze, ale pouze o shlukování (segregaci) rozpuštěné složky ve zmíněných oblastech, které jsou dokonale koherentní s okolní mřížkou.



Obr. 3.4: Schematické znázornění pásma GP II [6]

Dvě mřížky jsou spolu koherentní, jestliže nedojde k porušení jejich soudržnosti, přestože nemají stejnou velikost mřížkového parametru, což znamená, že mezi dvěma různými fázemi neexistuje výrazná hranice. Jestliže se soudržnost mřížek poruší, vznikne mezifázová hranice, a mřížky obou fází jsou vůči sobě nekoherentní.

Dalším stupněm precipitace je vznik přechodového precipitátu β' , kdy původní GP zóny začínají růst ve směru své tloušťky (proto se někdy β' označuje jako GP II). Dokonalá koherence zůstává zachována, ale precipitát má již od tuhého roztoku α' odlišnou mřížku. Při zvyšující se teplotě rostou precipitáty, čímž se zvyšuje napětí v mřížce až do hodnoty meze kluzu. Při jejímž překročení vzniká plastická deformace a koherence mřížky se poruší.

Při dalším zvyšování teplot nebo výdrží na teplotě vzniká v přesyceném roztoku konečná stabilní fáze β , která je známa při rovnoměrném chladnutí. Ta již svoje mřížky má s okolním tuhým roztokem zcela nekoherentní. Růst částic nové fáze vede k postupnému hrubnutí, při kterém původně jemné a velmi početné precipitáty jsou nahrazovány malým počtem hrubých částic, většinou kulovitěho tvaru. Tento jev se nazývá koalescence neboli

koagulace, což značí splývání menších částic ve větší. Nejpomaleji rostou kulové částice, kdežto částice ve tvaru tyčinek nebo plochých disků rostou rychleji. S růstem počtu a velikosti zárodků klesá koncentrace matrice α' a přibližuje se tak koncentraci rovnovážného stavu fáze α .

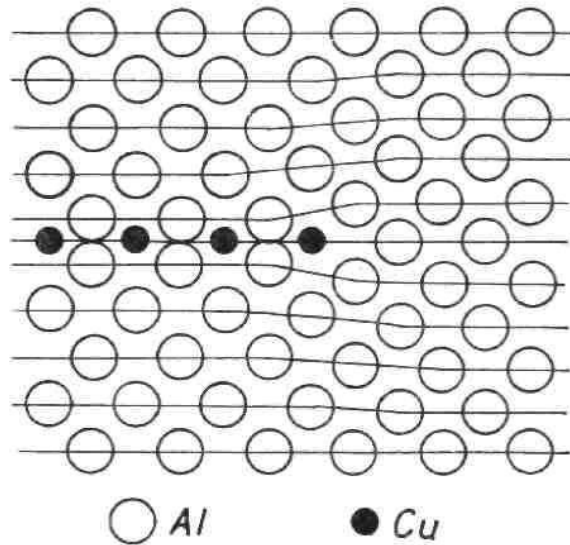
Schéma celého průběhu precipitace pak vypadá takto: $\alpha' \rightarrow \alpha' + GP \rightarrow \alpha' + \beta' \rightarrow \alpha + \beta$. Část tohoto pochodu může proběhnout i při teplotě okolí. K úplnému dokončení precipitace je však nutno zvýšit teplotu přesyceného roztoku.

Vyloučené krystaly nové fáze β se nazývají precipitát a mají odlišné chemické složení a obvykle i krystalovou mřížku od mřížky původní fáze α .

V důsledku malé rychlosti difúze se pro poměrně dlouhé difúzní dráhy atomů přísady, kterou je tuhý roztok přesycen, nemůže nová fáze vylučovat jen na hranicích zrn. Precipitát se vylučuje kromě na hranicích zrn i v celém prostoru zrna. I zde existují určité krystalografické roviny, které jsou pro tvorbu krystalů nové fáze nejvhodnější, podobně jako tomu bylo u Widmannstättenovy struktury, kterou lze z tohoto hlediska považovat za jakýsi přechod mezi výraznou segregací a precipitací.

Dalším důsledkem snížené rychlosti difúze je velmi malá velikost precipitujících částic. Precipitáty jsou tak malé, že jsou viditelné pouze v elektronovém mikroskopu. Precipitace probíhá buď kontinuálně nebo diskontinuálně, případně oběma způsoby najednou.

Při kontinuální precipitaci probíhá tvorba nové fáze β v celém objemu tuhého roztoku současně a tvrdost stoupá ihned od počátku stárnutí maximální rychlostí, i když tato rychlost závisí na dané kombinaci teploty a času. Současně stoupá i elektrická vodivost slitiny. Částice precipitující fáze vznikají a rostou, pokud nadbytek přísadové složky B není přetransformován z matrice do precipitující fáze. Rozpad je ukončen v okamžiku, kdy koncentrace přísadového prvku v tuhém roztoku dosáhne rovnovážné hodnoty, tj. když přesycení klesne na nulu. Jednotlivé krystaly matrice v průběhu přeměny zachovávají svůj tvar a orientaci. Kontinuální precipitace se vyskytuje např. u ocelí.



Obr. 3.5: Uspořádání atomů mědi v pásnu GPI. [6]

Naproti tomu při diskontinuální precipitaci, která se vyskytuje méně často, dochází v okolí každé nově vzniklé částice fáze β k poklesu koncentrace přísadové složky B v tuhém roztoku α' na rovnovážnou hodnotu. Ve zbývajícím objemu tuhého roztoku zůstává však koncentrace přísadového prvku B v tuhém roztoku α' prakticky beze změny. Při diskontinuální precipitaci tvrdost stoupá postupně až po určité inkubační době, elektrická vodivost klesá.

Vyšší teplota a vyšší přesycení podporuje kontinuální precipitaci, u diskontinuální precipitace je tomu naopak.

3.2.3 Vlastnosti slitiny v průběhu precipitace

Vznikem přesyceného roztoku se vlastnosti slitiny oproti stavu před rozpouštěcím žíháním nijak podstatně nezmění. Teprve vyloučení precipitátů je doprovázeno výraznými změnami fyzikálních a mechanických vlastností a má proto v technické praxi velký význam. Protože nejnápadnější změnou bývá zvyšování pevnosti a tím i tvrdosti, nazývá se tepelný proces, při němž probíhá precipitace, precipitační vytvrzování.

V průběhu precipitace se výrazně mění vlastnosti slitiny a to jak příznivě, tak nepříznivě. Z fyzikálních vlastností jsou to zejména změny elektrického odporu, měrného

objemu a magnetických vlastností u magneticky tvrdých materiálů, z chemických vlastností snížení odolnosti proti korozi, z mechanických vlastností pak zvýšení pevnosti a tvrdosti.

Průběh určité veličiny v závislosti na čase při určité teplotě může sloužit k vyjádření průběhu precipitace. Grafické vyjádření průběhu dané veličiny na čase se nazývá precipitační křivka. V ní jsou zahrnuty vlivy všech dílčích pochodů, které způsobí výsledný efekt. Precipitační křivky s jediným maximem ukazují na nejjednodušší případy precipitace. U některých soustav je možno zaznamenat na precipitační křivce dvě nebo i více maxim. Je to v důsledku různé rychlosti místní a celkové precipitace. První vrchol pak přísluší místní a druhý vrchol celkové precipitaci.

Pro jednotlivé vlastnosti je charakter křivek analogický jako u pevnosti a tvrdosti, a proto je možno typický vztah mezi stavem precipitace a vlastnostmi ukázat na průběhu tvrdosti popř. pevnosti.

Zpevnění při precipitaci je způsobeno buď zpevněním koherentním nebo disperzním, případně jejich součtem.

Koherentní zpevnění je založeno na napínání mřížky základního kovu precipitáty vylučující se fáze, které přestože mají jiný mřížkový parametr, koherentně (nepřerušovaně) navazují na mřížku základního kovu. Deformovaná oblast pak klade značný odpor pohybu dislokací. Dislokační čára se při svém pohybu zarazí o oblast vnitřních pnutí. K protlačení dislokační čáry je nutné zvýšené napětí. Koherentní zpevnění se uplatňuje výrazně při výskytu GP zón nebo přechodového precipitátu, kde je zajištěna koherentnost mřížek.

Disperzní zpevnění se vyskytuje tehdy, když ve struktuře zmizí koherentnost mřížek. Dislokační čáry nemohou projít přes částice precipitátů, a proto je musí obejít. Podmínkou je zakřivení dislokační čáry na poloměr rovný polovině vzdálenosti sousedních překážek. Čím je tento poloměr menší, čili čím je precipitátů více, tím je nutné vyšší napětí k jejich obejití. Toto zpevnění se nazývá disperzní, protože závisí na rozptýlení (disperzi) jednotlivých částic precipitátu i na jejich velikosti a množství. Disperzní zpevnění do určité doby pomáhá zvyšovat koherentní zpevnění a to až do doby, kdy se počet precipitátů snižuje v důsledku dlouhého držení na teplotě, protože precipitáty koagulují a tím se zvětšují, čímž klesá jejich disperze a úměrně jim klesá i disperzní zpevnění. Materiál se dostal do přežíhaného (přestárlého) stavu, kdy se jeho pevnost a tvrdost se snižují.

Se vzrůstající teplotou precipitace se snižuje doba, za kterou je dosaženo maxima tvrdosti. Současně se ale snižuje hodnota maximální tvrdosti a pevnosti.

Úměrně se zvyšováním pevnosti a tvrdosti klesá tvárnost slitiny. Někdy je tento pokles tak výrazný, že je doprovázen vznikem křehkého lomu. Minimum tvárnosti časově odpovídá maximu tvrdosti. Zkřehnutí je způsobeno především precipitací v oblasti hranice zrn.

V této souvislosti je dobré upozornit na závažnou skutečnost, že se zvyšováním doby náběhu na precipitační teplotu a s prodlužováním výdrže na této teplotě, se snižuje houževnatost v důsledku vzniku velkých rozměrů precipitátů. Proto velice příznivě na houževnatost a plastické vlastnosti slitiny působí, a to i při zachování poměrně vysoké pevnosti, co nejrychlejší ohřev a co nejkratší výdrž na vysoké teploty precipitace s rychlým ochlazením na teplotu okolí. Vzniklý precipitát je pak mnohem jemnější než při dlouhodobém ohřevu na nižší teplotu. Také tvářitelnost takto rozpadlého přesyceného roztoku je vysoká.

Na konečné hodnoty po vytvrzení i na průběh precipitace má značný vliv plastická deformace přesyceného tuhého roztoku uskutečněná tvářením za studena ihned po rozpouštěcím žihání. Je to kromě zvýšení teploty také jedna z možností dodání vnější energie. Tímto tvářením se zvyšuje koncentrace mřížkových poruch, která zrychlují průběh difúze. Tvářením za studena jsou tak vytvořeny příznivější podmínky pro heterogenní nukleaci. Výsledkem toho je, že maxima tvrdosti se dosahuje v kratším čase než při vytvrzování netvářeného tuhého roztoku, protože vzniká větší počet precipitátů, při čemž jejich velikost je za stejných teplotních podmínek menší.

V případě, že by vznikající skluzy porušily koherentnost mřížky, došlo by ke snížení tvrdosti. To by se stalo v případě, že by se tvářením za studena provádělo v době, kdy už koherentní precipitáty vznikají, tedy při průběhu nebo po skončení precipitace.

4. Studie základních typů zjištěných vad hliníkových slitin majících vliv na únavu

Většinu slévárenských vad nebo vad vzniklých tvářením materiálu je možné zjistit na makrostruktuře. Výhodou využití makrostrukturálního šetření je jednoduchá příprava zkušebních vzorků (osoustružení dané plochy s jejím následným naleptáním) a možnost kontroly velkých ploch nebo celých polotovarů se stoprocentní možností využití kontroly kvality výchozích polotovarů. Nevýhodou makrostrukturálního šetření je jeho omezení z hlediska strukturálního, protože se hlavně odhalují velké strukturální vady, jako např. strukturální nehomogenity, velké vměstky nebo hrubé (nad 100 μm) trhliny atd. Další

nevýhodou je, že v některých případech nelze přesně identifikovat danou vadu (morfologii, chemické složení apod.) a musí následovat její mikrostrukturální šetření.

4.1 Mikrořediny

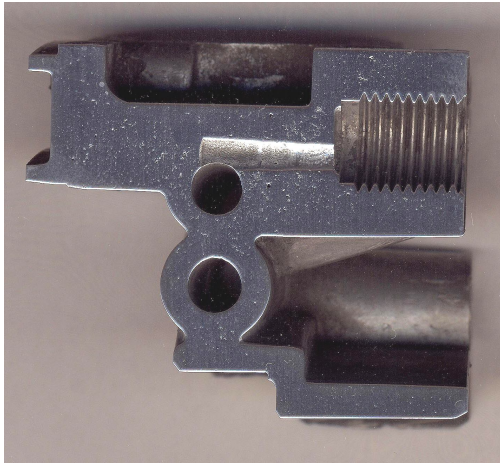
V souladu se zaměřením práce byly zkoumány vzorky víka olejového filtru z vysokotlaké části mazací soustavy. Tento odlitek je vyráběn vysokotlakým litím a jeho povrch je upravován penetrací.

V rámci předběžných rozborů byly provedeny celistvé řezy kusů, prezentujících vyhovující vs. nevyhovující sérii výrobků, orientované do vzájemně si odpovídajících částí tak, aby umožnily srovnání. Tyto segmenty byly oboustranně upraveny do makroskopických výbrusů, vybrané makroskopické snímky dokumentují vnitřní jakost odlitých profilů. Ve vybraných řezech byly vyhotoveny metalografické výbrusy pro mikroskopické rozборы.

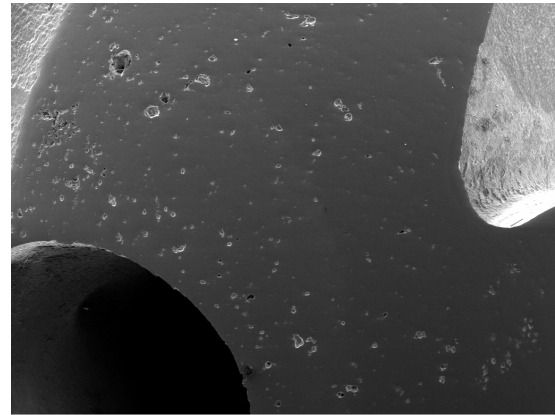
Tyto rozборы byly orientovány přednostně na hodnocení povrchové, resp. podpovrchové vrstvy vnějších a vnitřních ploch po obvodu kanálů hydraulického systému. Vzhledem k tomu, že nebyla specifikována technologie penetrace, byla výchozí fotodokumentace pořízena v neleptaném stavu, to je bez jakéhokoliv možného chemického ovlivnění nanosené vrstvy. Následovalo leptání a orientační strukturní rozbor materiálu, který sloužil pro možné fázové rozlišení nanosené vrstvy. Samostatně (mimo chemicky ošetřené oblasti) byla vyhotovena fotodokumentace přímo morfologie povrchů rastrovací elektronovou mikroskopií. Pro potřebu těchto hodnocení byly plochy hodnoceny makroskopicky a zvoleny referenční oblasti.

4.1.1 Makroskopické rozборы

Dokumentují v odpovídajícím průřezu u srovnávaných vzorků obsah a rozložení vnitřních nespojitostí.



Obr.4.1: Mikrořediny



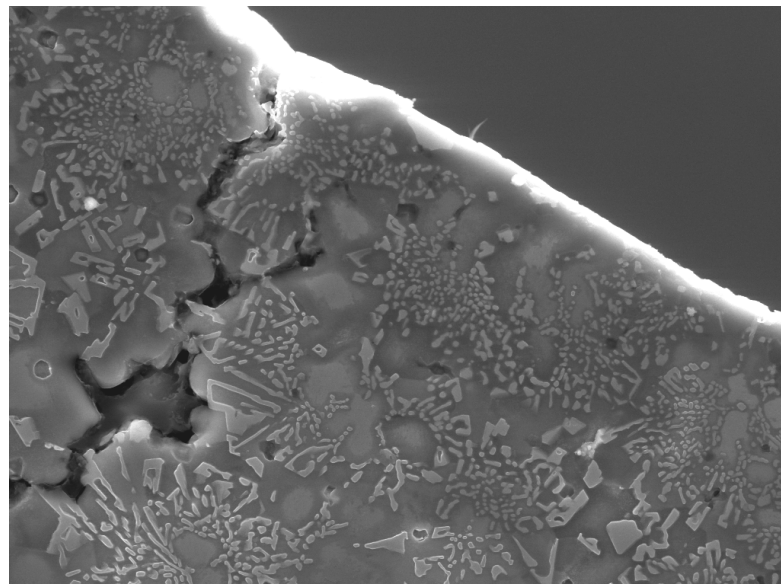
SEM MAG: --- DET: SE Detector
 HV: 30.00 kV DATE: 01/14/08
 VAC: HiVac Device: VG2500579CZ Vega ©Tescan
 Digital Microscopy Imaging

Obr. 4.2: Mikrořediny - detail

Snímky povrchu byly vyhotoveny z oblastí, vykazujících morfologické rozdíly, které lze při přesném stanovení referenční oblasti použít pro další srovnání jakosti. V oblasti byla zjištěna rozdílná „hrubost“ povrchu. Dokumentované mikotrohliny vrstvy byly dle mikroanalýz příčných řezů přednostně vázané do oblastí výskytu podpovrchových ředin. Nutno ale uvést, že tyto defekty byly pozorovány rovněž u řezů ostatních vzorků.

4.1.2 Metalografické rozbory vzorku

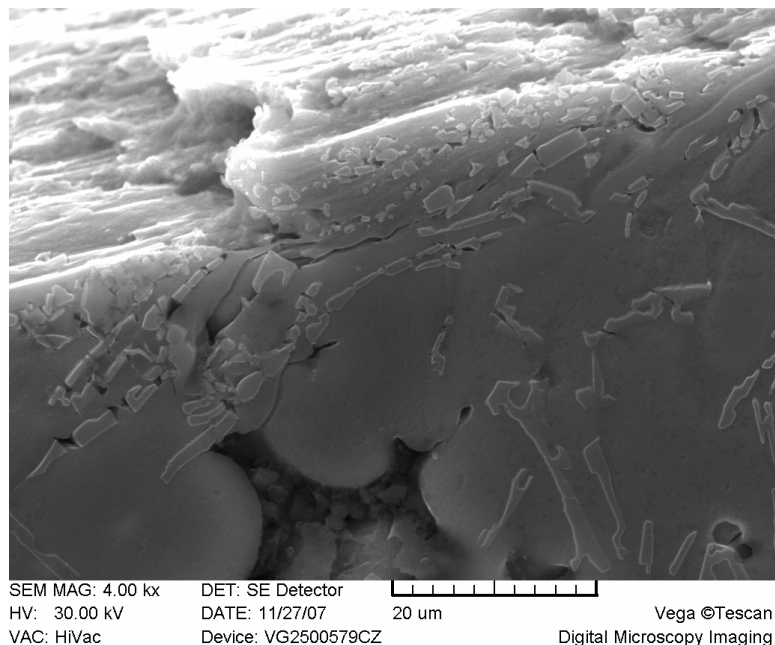
Zjištěna byla nekompaktnost povrchové vrstvy, dále rozdíly tloušťky vrstvy. Obr.4.3 dokumentuje v detailu stavbu ternárního eutektika slitiny v povrchové vrstvě.



SEM MAG: 2.00 kx DET: SE Detector
 HV: 30.00 kV DATE: 11/27/07
 VAC: HiVac Device: VG2500579CZ 50 um Vega ©Tescan
 Digital Microscopy Imaging

Obr.4.3: Ternální eutektikum v povrchové vrstvě

Obr.4.4 dokumentuje strukturu v podpovrchové části vnitřního průměru po obrábění. Viditelné je poškozování povrchu v místech kolize nástroje a křehké eutektické fáze. Detail na obr.4.4 je zaměřen do oblasti, kde takto vzniklá povrchová dekoheze je propojena s původní vnitřní staženinou a lze tedy předpokládat vliv na jakost vrstvy.



Obr.4.4: Dekoheze

4.2 Povrchové vady

4.2.1 Makroskopické hodnocení

Vzorek se pozoruje v nezvětšeném stavu nebo do zvětšení asi 10x. Používá se pro hodnocení velikosti primárního zrna, porózity, vad spojitosti, velkých částic intermetalických fází a pro vyhodnocení lomů.

Pro přípravu výbrusů se používají obvyklé metody broušení a leštění. Běžně dostačuje broušení do hrubosti papíru 400. Makroskopické pozorování se často používá pro vyhodnocení velikosti primárního zrna.

Primární zrno slitin Al-Cu a Al-Mg bývá viditelné i v neleptaném stavu, eventuelně je možné mírné leptání 10% vodným roztokem NaOH při teplotách 60-70°C. Při leptání v zásaditých leptadlech se na slitinách Al-Cu tvoří tmavý povlak, který je nutno odstranit 50% nebo silnějším roztokem HNO₃. Následuje důkladné omytí vodou a sušení.

Ve slitinách Al-Si jsou hranice primárních zrn nezřetelné a leptáním se často velkého zlepšení nedosáhne. Hranice se obvykle zvýrazní leptáním v 10-30% vodném roztoku CuCl_2 s několika kapkami HF. Vznikající tmavý povlak je nutno průběžně stírat. Aby se dosáhlo rovnoměrného leptání je vhodné předem vzorek odmastit v roztoku NaOH.

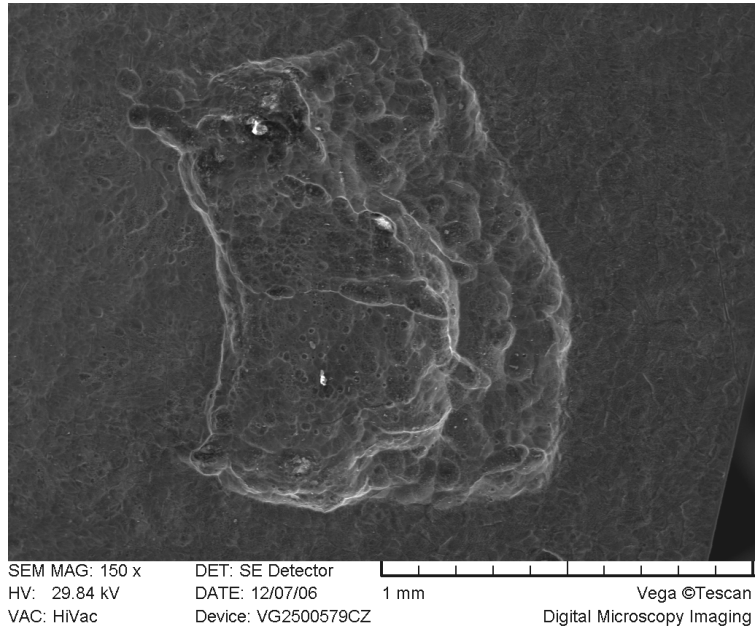
Pro zvýšení kontrastu hranic zrn slitin Al-Si je vhodné použít Poultonovo leptadlo. Osvědčené je rovněž leptadlo se složením 3 díly HCL, 1 díl HF, 1 díl HNO_3 a 1,5 dílu H_2O .

Při makroskopickém hodnocení vybraných vzorků jsem hodnotil: stupeň prokování, tvar zrna a souvislost s vnějším obrysem. Při sledování povrchu jsem hledal drobné vady, které by mohly způsobit rozsáhlejší poškození při provozním zatížení, nebo při následném obrábění. Z makroskopického hlediska jsem vytipoval stěžejní místa pro mikroskopické hodnocení tvrdosti. Toto hodnocení jsem provedl na základě obr. 4.5.

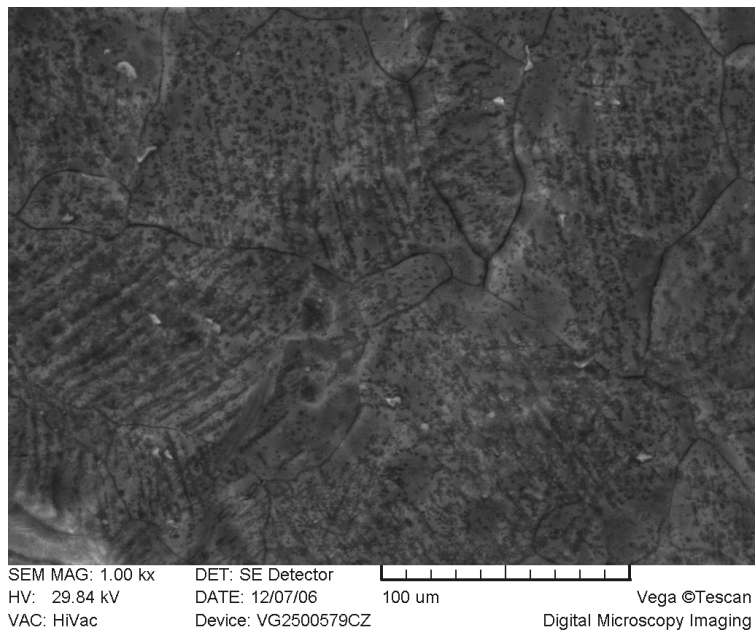


Obr. 4.5: Makroskopické snímky

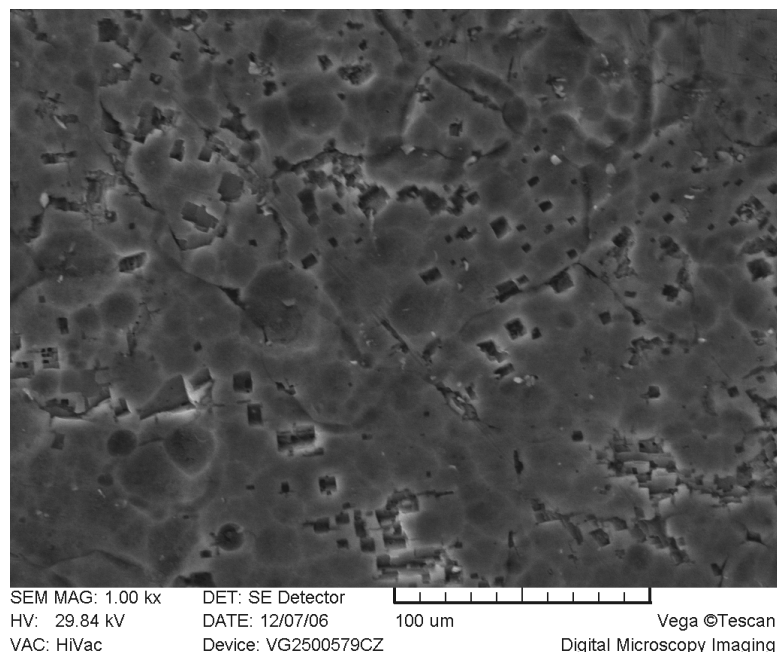
Při makroskopickém hodnocení nebyly zjištěny žádné makroskopické vady v příčném průřezu. Vzorek je zcela prokovan ve správných teplotách. Viditelný tvar primárního zrna. Na povrchu zjištěny vady, pravděpodobně od mazání zápustky grafitovou pastou, viz obr. 4.6. Případná souvislost s kvalitou podpovrchových vrstev byla sledována podrobněji. Metodou měření mikrotvrdosti bylo zjištěno, že povrchové vady nemají souvislost s vnitřní vadami, ani jako zdroj porušení ani jako další příčina mechanického porušení při statickém zatížení.



Obr. 4.6: Povrchová vada



Obr. 4.7: Povrch bez vady



Obr. 4.8: Okolí vady

Elektronovou mikroskopií jsem sledoval jakost povrchu. Pro srovnání uvádím snímky povrchu bez vady, viz obr. 4.7. V této souvislosti byl zajímavý efekt lemující vadu, viz obr. 4.8. Podrobnější zkoumání nebylo předmětem práce. V okolí vady dochází k reakci, vznik nové fáze. Tato nová fáze nevyvolává významnější poškození.

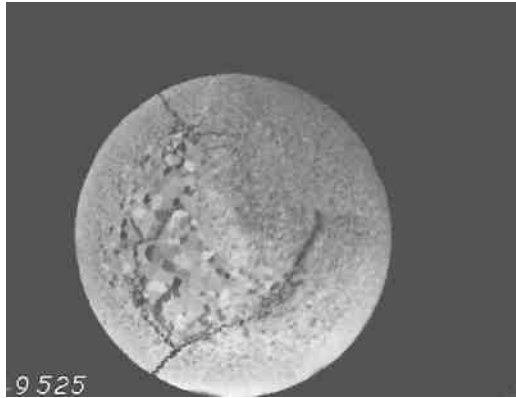
4.3 Strukturální vady tvářeného hliníku

Jedná se o soubor vad různého původu. Makroskopické rozdíly ve velikosti zrna v jednotlivých oblastech průřezu, makrostruktura vykazuje rozdílné strukturální nehomogenity nebo barevné odlišnosti jednotlivých oblastí. Příčina vady: Nevhodná technologie výroby, chemická nehomogenita materiálu, nedostatečně odstraněné povrchové obohacené vrstvy litého materiálu atd.

4.3.1 Vnitřní trhliny

Popis vady: Vnitřní trhliny u materiálu s různou velikostí, počtem a orientací.

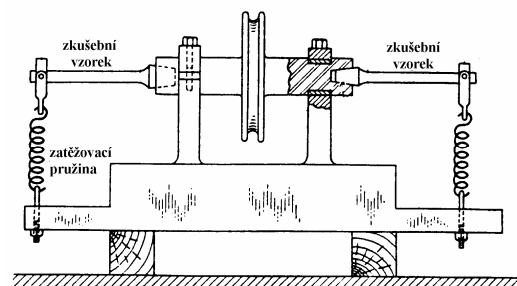
Příčiny vady: Strukturální nehomogenita materiálu, heterogenní velikost zrna, nečistoty (vměstky) v materiálu, malý lisovací zbytek při lisování u velkých průměrů tyčí, přehřátí materiálu atd. Tyto vady nebyly dále podrobněji zkoumány, jelikož jsme neměli k dispozici vzorky takto porušené.



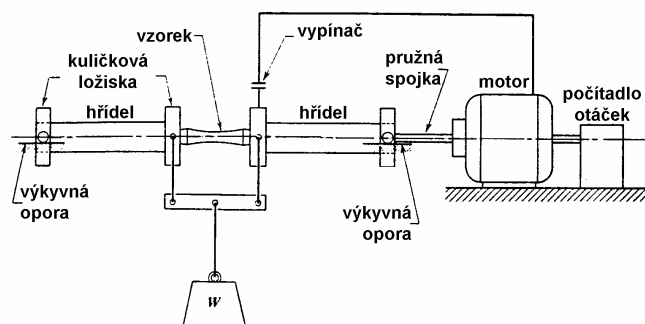
Obr.4.9a: Vnitřní trhliny [9]

5. Experimentální část

5.1 Zkušební zařízení



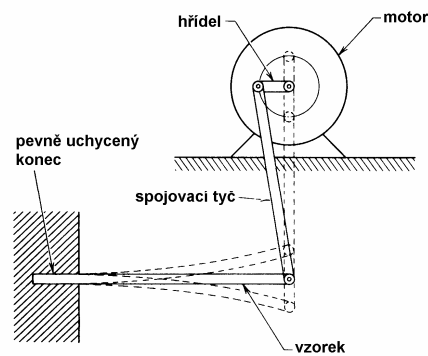
Obr.5.1: Ohyb za rotace



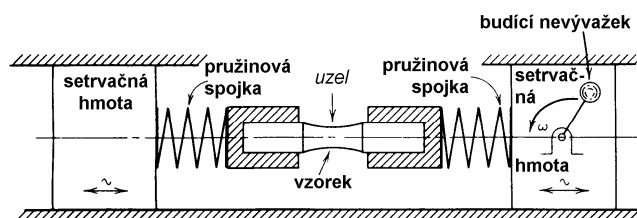
Obr.5.2: Čtyřbodový ohyb

Jedno ze zařízení pro únavové zkoušky používané Wöhlerem je ukázáno na obr 5.1. Jedná se o zatěžování označované termínem ohyb za rotace. Podobná zařízení se používají dodnes i když ve verzi čtyřbodového ohybu, jak ilustruje obr 5.2.

V případě obou typů zkoušek ohybem za rotace je střední napětí rovno nule.



Obr.5.3: Zkoušení s nenulovým středním napětím



Obr.5.4: Rezonanční pulsátor

Rotující páka může být použita ke zkouškám střídavým ohybem pro dosažení nenulového středního napětí, jak je ukázáno na obr. 5.3., změnami délky hřídele a spojovací tyče se mění jak amplituda, tak i střední napětí.

Další typ zkušebních strojů pro únavové zkoušky (vysokocyklová únava) jsou rezonanční pulsátory. Na obr. 5.4 je schéma pulsátoru, který je buzen mechanicky – nevyvážek rotující s vhodnou rezonanční frekvencí ω . V současné době vyráběné pulsátory umožňují jak nastavení středního napětí, ale i jiný způsob zatěžování než tah-tlak např. ohyb. Vedle mechanického buzení vibrací jsou stroje buzené elektromagneticky, případně piezoelektricky. V případě mechanických systémů je frekvence kmitů ≈ 40 Hz, u elektromagnetických systémů až 100 Hz, piezoelektrické systémy – speciální vysokofrekvenční únava - zde je nutné chlazení vzorku, aby nedošlo k jeho přehřátí.

Úpravou a zdokonalováním jednoduchých mechanismů, vznikly složitější mechanismy jež umožňují zkoušky v krutu, kombinaci ohybu a torze, biaxiální ohyb atd. Zkušební tělesa mohou být tenkostěnné trubky namáhané cyklickým vnitřním tlakem kapaliny a tak podrobené dvojosému napětí. Ve většině případů se jedná o zatěžování

konstantní amplitudou napětí a konstantní frekvencí cyklování. Rozvoj elektroniky umožnil u těchto strojů pozvolné změny amplitudy i středního napětí.

Pro únavové zkoušky se také používají servohydraulické zkušební stroje se zpětnou vazbou. Tyto stroje jsou velmi nákladné nejen z hlediska pořizovací ceny, ale také z hlediska provozních nákladů. Výhodou elektronických zkušebních strojů se zpětnou vazbou je, že umožňují provádět zkoušky s řízenou silou, deformací, přemístěním (jedná se o univerzální únavové stroje jak pro nízko- tak i vysoko-cyklovou únavu). U těchto strojů je průběh zkoušky i její vyhodnocení řízeno počítačem.

5.2 Rotaflex NU pro zkoušení vzorků na únavu

Toto zařízení se používá pro zkoušení vzorků v ohybu za rotace. Během zkoušek muselo být toto zařízení modifikováno. Byl nahrazen poškozený pružný hřídel, nejprve spojkou tyre-flex, poté hadicovou spojkou a v poslední řadě levotočivou tažnou pružinou.

- Spojka tyre-flex



Obr.5.5: Spojka tyre flex

Použití této spojky se neosvědčilo díky velkým setrvačným hmotám a velké házivosti, která vnášela do zkušebního vzorku nežádoucí kmity. Tato skutečnost by ovlivnila měření a výsledky by byly nereprezentativní.

- Levotočivá tažná pružina



Obr.5.6: Levotočivá tažná pružina

Náhrada pružného hřídele pružinou se zprvu zdála jako ideální. Do zkušební vzorku se nevnášely žádné nežádoucí kmity a vibrace. Jediným problémem bylo spojení pružiny s pouzdem. Při zapájení natvrdo došlo k teplotnímu ovlivnění závitů pružiny a při zatížení tato pružina praskala. Proto bylo zvoleno spojení pružiny a pouzdra lepením. Bylo použito lepidlo Sikaflex 265, ale ani toto spojení se neosvědčilo. Při zapnutí stroje došlo k utržení lepeného spoje vlivem rázového zatížení.

- Hadicová spojka



Obr.5.7: Hadicová spojka

Toto jednoduché řešení se ukázalo jako vyhovující. Do zkušební vzorku nejsou vnášeny žádné negativní vibrace a torzní tuhost této spojky dokáže přenést potřebný točivý moment na vzorek. Jedinou nevýhodou této spojky je, že vlivem své tuhosti dochází k omezení ohybového momentu vnášeného do zkoušeného vzorku. Tato vlastnost nemá vliv na reprezentativnost měření. Chyba vnášená do měření je při všech měření konstantní a tudíž je možné porovnávat jednotlivá měření mezi sebou.

5.2.1 Výpočet zatížení pro měření

Materiál zkušební vzorku: AlMg0,7Si ENAW6063

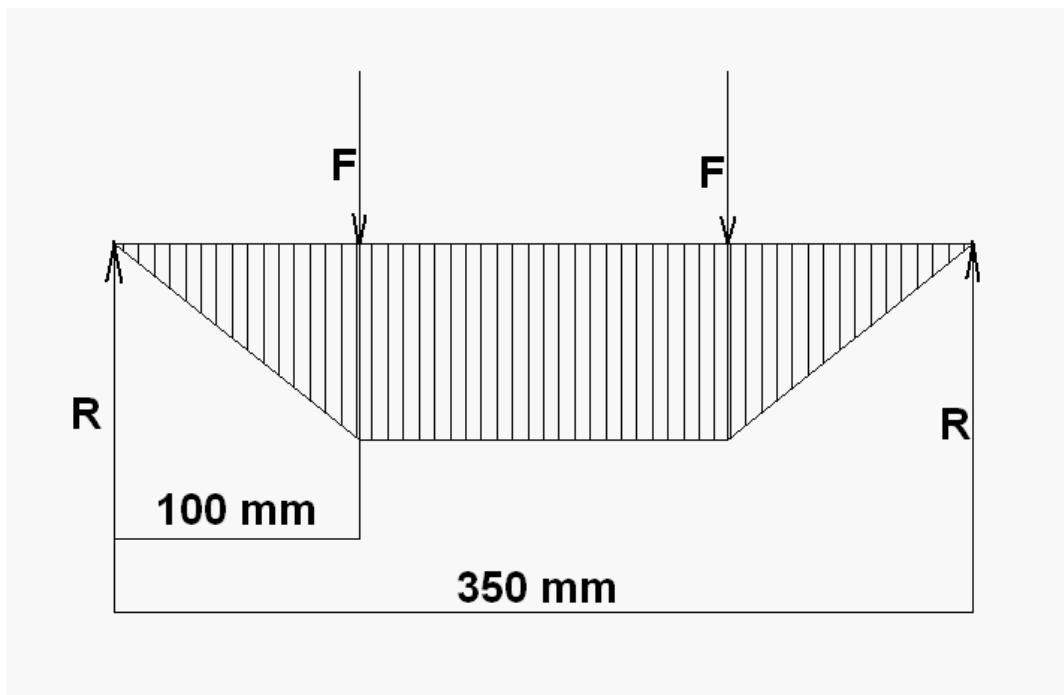
Mez únavy $\sigma_c = 68,9$ MPa při $5 \cdot 10^8$ cyklů

Průměr zkušební vzorku $d = 7,52$ mm

- Výpočet maximálního ohybového momentu

$$M_o = \frac{\sigma_c \cdot \Pi \cdot d^3}{32} = \frac{68,9 \cdot \Pi \cdot 7,52^3}{32} = 2,877 \text{ Nm}$$

- Výpočet zatěžující síly



Obr.5.8: Schéma zatížení

$$a = 100 \text{ mm}$$

$$M_o = 2877 \text{ Nmm}$$

$$R = F/2$$

$$\frac{1}{2} F \cdot a = M_o$$

$$F = \frac{2 \cdot M_o}{a} = \frac{2 \cdot 2877}{100} = 57,54 \text{ N}$$

$$m = \frac{F}{g} = \frac{57,54}{9,81} = 5,86 \text{ Kg} \dots\dots \text{hmotnost, kterou je třeba zatížit vzorek}$$

m_z – hmotnost závaží

$m_t = 2,44 \text{ Kg} \dots\dots\dots$ hmotnost závěsné tyče

$m_z = m - m_t = 5,86 - 2,44 = 3,42 \text{ Kg} \dots\dots$ hmotnost závaží, aby byl vzorek namáhán maximálním momentem

5.3 Návrh metodiky zkoušení, příprava vzorků

Při měření a práci v laboratořích byly použity tyto stroje a zařízení: Stroj značky NU pro měření únavy, vyroben v Moskvě roku 1953; VEGA Tescan 5130 s analyzátozem EDX; Napařovačka EMITECH SC7620 Sputter Cooter; Stereoskopická lupa STM 701; Bruska metalografických vzorků BUEHLER Beta, Posuvné měřidlo; Fotoaparát FUJIFILM FinePix S5700.

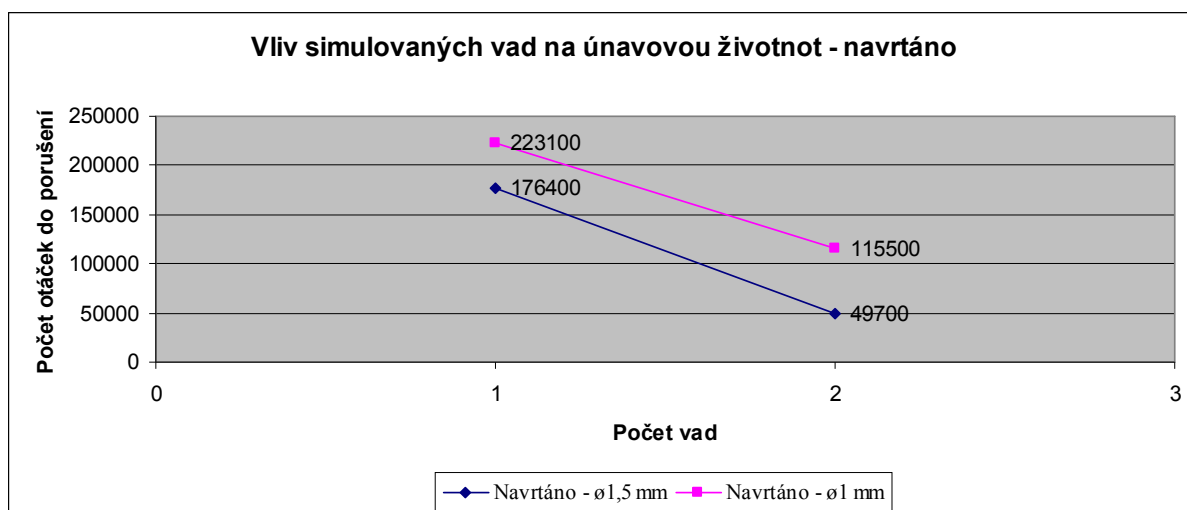
V souladu se zadáním diplomové práce byla měřena únavová životnost nenormalizovaných hliníkových vzorků z materiálu AlMg0,7Si; EN 573-3 AW 6063 T66. Nejprve byla měřena životnost zkušební vzorku bez povrchových vad. Poté byly do povrchu zkušebního tělíska vnášeny vady. Tyto vady byly vyráběny navrtáním vrtáky různých průměrů a vytvořením umělého vrubu s definovaným průměrem pomocí destičky ze slinutých karbidů. Počet těchto umělých vad narůstal s každým vzorkem. Vady byly vždy na stejném místě vzorku a jejich umístění bylo souměrně po odvodu vzorku. Následně bylo sledováno jak klesá únavová životnost vzorků s narůstajícím počtem umělých vad. Poté byla zkoumána lomová plocha vybraných vzorků a provedena metalografická analýza výbrusů těchto vzorků pomocí elektronové mikroskopie. Dále byl sledován vliv tepelného zpracování na jakost materiálu.

6. Vyhodnocení experimentální části

6.1 Vliv simulovaných vad na únavovou životnost a lomové plochy

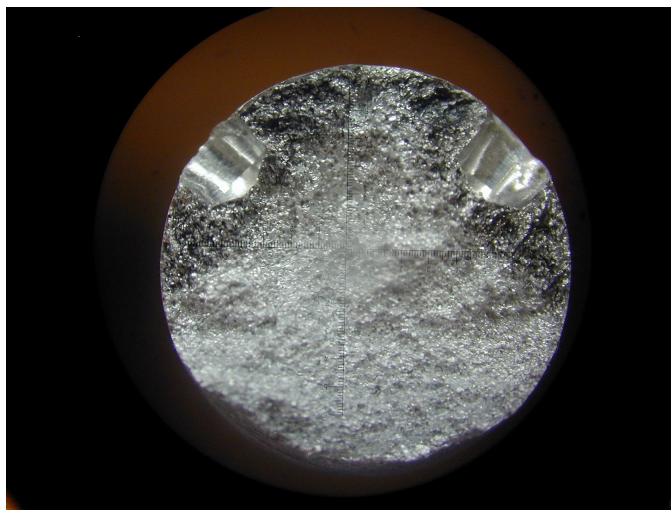
Tab. 6.1a: Vliv simulovaných vad na únavovou životnost

vzorek č.	velikost vady	počet vad	Mo [Nmm]	m závaží [kg]	Počet otáček do prasknutí
6	žádná	0	1689	1	1296400
7	∅ 1,5x1,1mm	1	1689	1	176400
8	∅ 1,5x1,1mm	2	1689	1	49700
9	∅ 1x1,1mm	1	1689	1	223100
10	∅ 1x1,1mm	2	1689	1	115500



Graf 6.1a: Vliv simulovaných vad na únavovou životnost

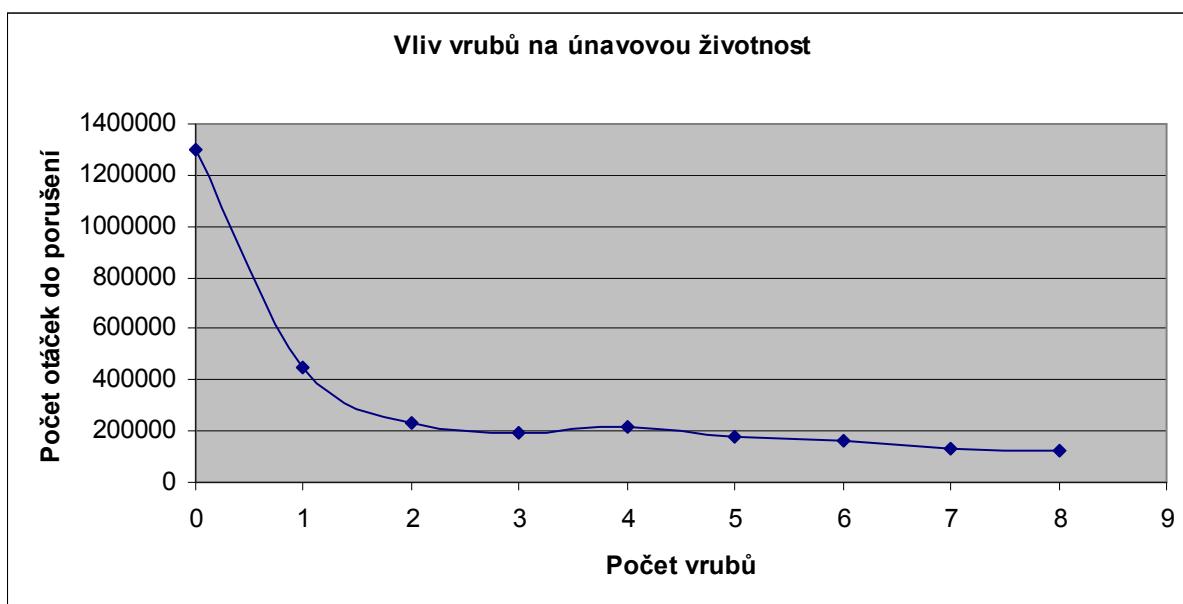
Do zkušebního vzorku byla navrtáním simulována vada. Při všech zkouškách bylo zatížení vzorku konstantní. Nejprve byl zkoušen vzorek s jednou vadou a to o \varnothing 1,5 mm, poté vzorek s dvěma vadami. Stejně tak byl zkoušen i vzorek se simulovanou vadou o \varnothing 1 mm. Hloubka těchto simulovaných vad byla cca 1,1mm. Pro ilustraci hloubky vady přikládám obr. 6a. Z grafu 6.1a a z tabulky 6.1a je patrné, že při vzrůstajícím počtu těchto vad se únavová životnost rapidně snižuje. Stejně tak má velký vliv i velikost vady. Při velikosti vady 1 mm klesla únavová životnost vzorku s jednou vadou o 82,8% a s dvěma vadami o 91,1%. Stejně tak při velikosti vady 1,5 mm klesla únavová životnost vzorku s jednou vadou o 86,4% a s dvěma vadami o 96,2%. K dalšímu navyšování počtu vad už nedošlo, jelikož by jsme se s hodnotami dostali do oblasti nízkocyklové únavy.



Obr.6a: Velikost simulované vady

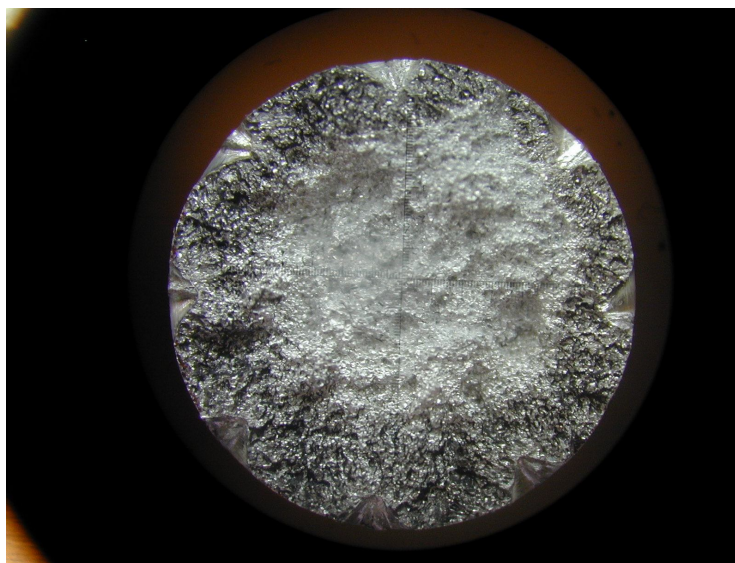
Tab. 6.1b: Vliv vrubů na únavovou životnost

vzorek č.	velikost vrubu	počet vrubů	Mo [Nmm]	m závaží [kg]	Počet otáček do prasknutí
6	0	0	1689	1	1296400
11	vrub \varnothing 1x0,4mm	1	1689	1	445200
12	vrub \varnothing 1x0,4mm	2	1689	1	230600
13	vrub \varnothing 1x0,4mm	3	1689	1	190100
14	vrub \varnothing 1x0,4mm	4	1689	1	217700
15	vrub \varnothing 1x0,4mm	5	1689	1	180000
16	vrub \varnothing 1x0,4mm	6	1689	1	163900
17	vrub \varnothing 1x0,4mm	7	1689	1	129100
18	vrub \varnothing 1x0,4mm	8	1689	1	121600



Graf 6.1b: Vliv vrubů na únavovou životnost

Při zkoušení vlivu vrubu na únavovou pevnost byl nejprve zkoušen vzorek bez vady. Touto zkouškou byla zjištěna porovnávací hodnota pro ostatní měření. Velikost jednoho vrubu byla \varnothing 1mm a hloubka cca 0,4mm. Pro ilustraci přikládám obr. 6b. Jak je vidět z tab.6.1b a z grafu 6.1b má narůstající počet vrubů vliv na únavovou pevnost. S rostoucím počtem vrubů klesá únavová pevnost téměř exponenciálně. Jediný výkyv hodnot nastal při zkoušení vzorku se třemi vruby kdy, vzorek č. 13, zkušební tělísko vydrželo méně otáček nežli zkušební vzorek se čtyřmi vruby. Tento efekt mohl být způsoben menší lokální pevností materiálu. Proto bylo měření zopakováno a tento výsledek zanesen do grafu. Pro úplnost uvádím tab. 6.1c.



Obr. 6b: Velikost vrubu

Tab. 6.1c: Opravné měření

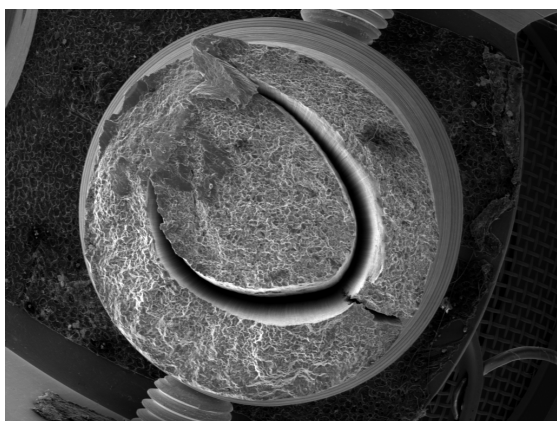
Vzorek č.	Počet otáček do prasknutí
13.1	175200
13.2	190100

Jelikož i při opravném měření překročila hodnota otáček do prasknutí vzorku č 13 hodnotu vzorku č.14, lze z tohoto usuzovat, že došlo ke kolizi postupující únavové trhliny. Vliv jednoho z vrubů částečně potlačil (utlumil) vliv vedlejšího vrubu. To mohlo být zapříčiněno nerovnoměrností simulovaných vad, jak z hlediska pozice, tak z velikosti hloubky vrubu.

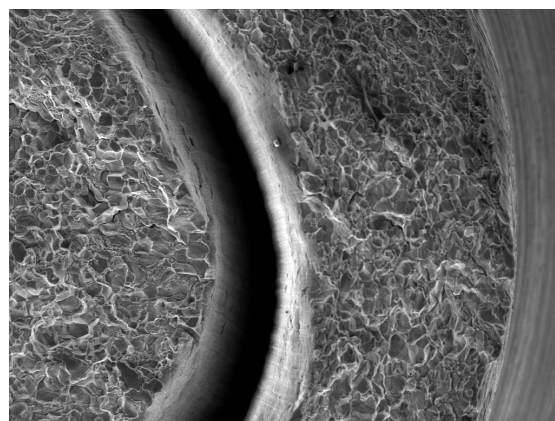
6.2 Materiálové analýzy vad

V souladu se zaměřením práce byly dále hodnoceny doprovodné vady vzniklé při zkoušení vzorků. Byla to delaminace a nestandardní lomové chování hliníkových zkušebních vzorků.

6.2.1 Delaminace zkušebního vzorku

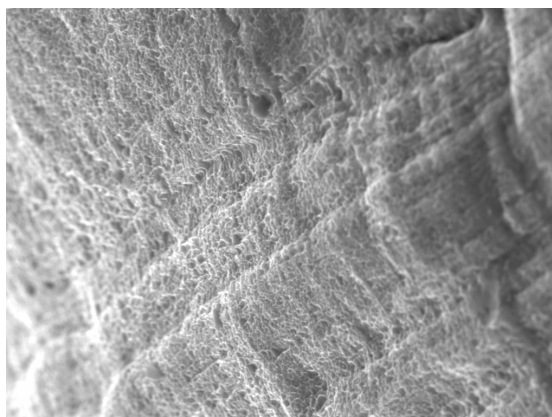


Obr.6.1: Delaminace



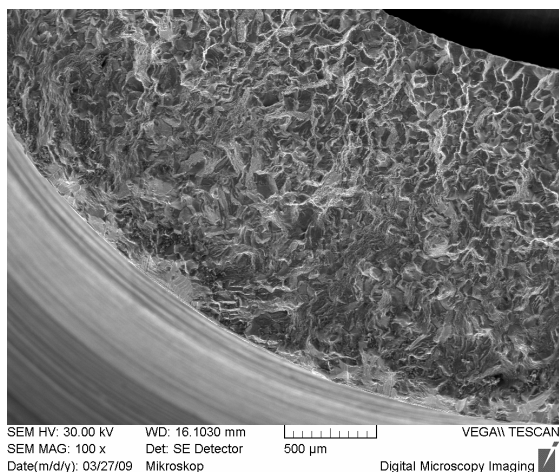
Obr.6.2: Detail delaminace

Na makroskopickém snímku vzorku č. 2 je viditelná delaminace, která byla iniciována při válcování a protlačování. U materiálu došlo k vnesení napětí, trhlinka vznikla při zkoušce kdy se po hranicích zrn a precipitátů šířil tvárný houževnatý lom.

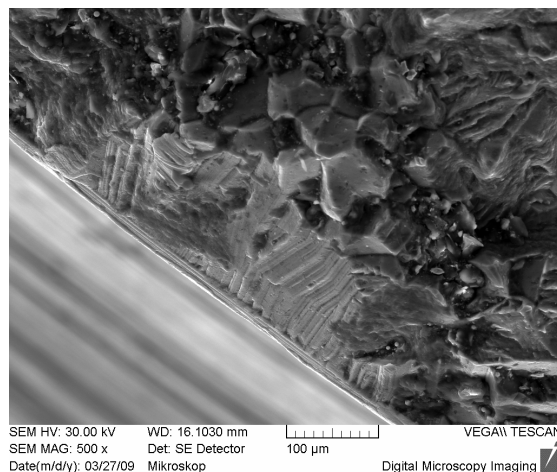


Obr.6.3: Delaminace s houževnatým lomem

Na obr.6.3 je detailní pohled na delaminaci s houževnatým statickým lomem.



Obr.6.4: Inicie cyklického lomu



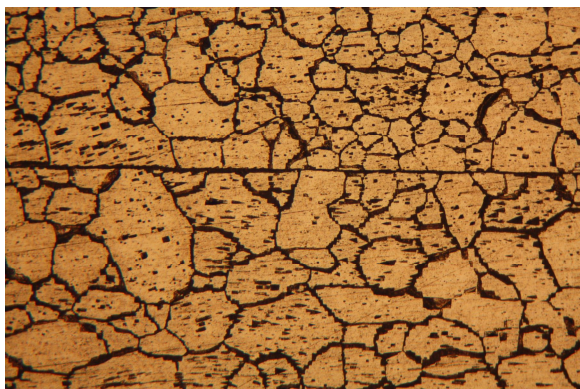
Obr.6.5: Inicie cyklického lomu - detail

Na obr.6.4 a obr.6.5 je vidět iniciace cyklického lomu. Tento lom se šířil směrem od povrchu do středu součásti.

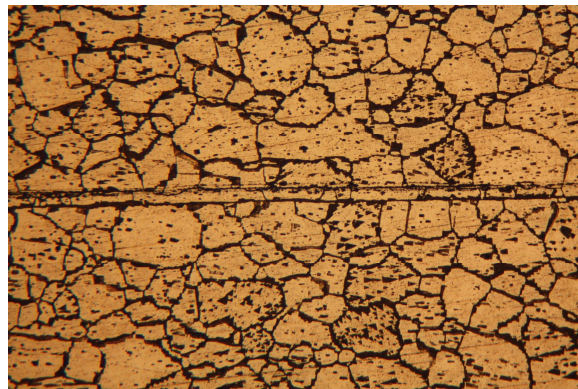
6.2.2 Metalografické rozbory součásti s delaminací

Byl vytvořen metalografický výbrus příčně na lomovou plochu, abychom mohli sledovat zdroj delaminace. Bylo zjištěno, že na delaminaci má vliv precipitace. Tyto precipitáty se vyskytují po hranicích zrn, což je také strukturální vada materiálu. V ideálním případě se precipitáty vyskytují v interiéru zrna a zároveň se vyznačují jemnozrnností. Byla tudíž evidována komplexní strukturální vada ve vlivu na lomové chování materiálu.

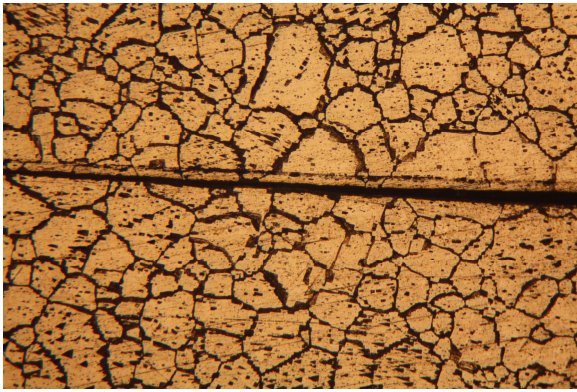
Jak je vidět z obr.6.6, 6.7, 6.8, a 6.9 v materiálu se precipitáty vytvořili v liniích a to byla jedna z příčin delaminace materiálu. Vznik dvoj-vrstvy může být způsoben změnou napětí při změně teploty během tváření a tepelného zpracování materiálu.



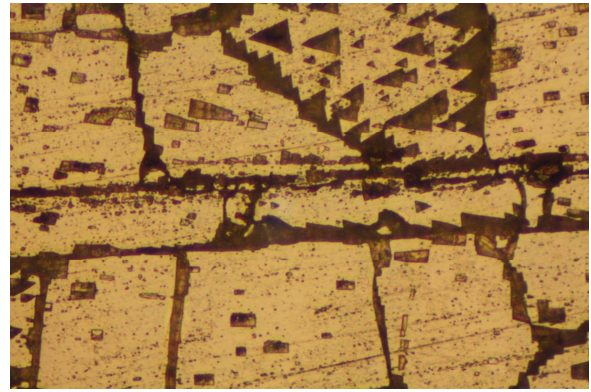
Obr.6.6: Delaminace



Obr.6.7: Dvojvrstva



Obr.6.8: Dvojvrstva



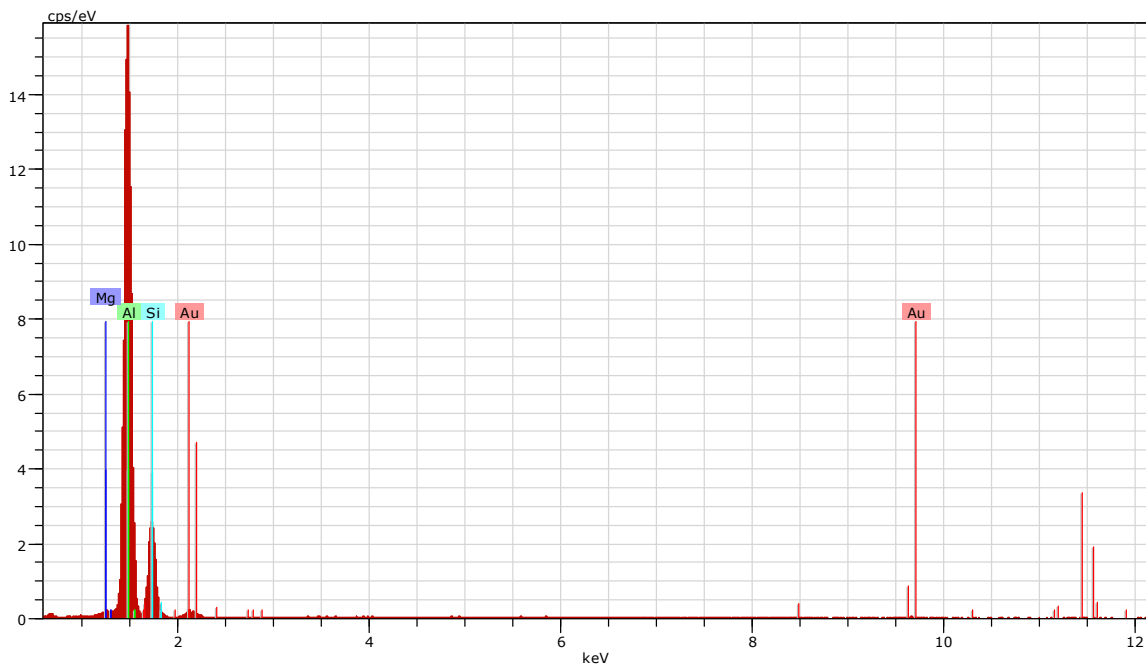
Obr.6.9: Dvojvrstva - detail

6.2.3 Chemické mikroanalýzy v okolí precipitátů

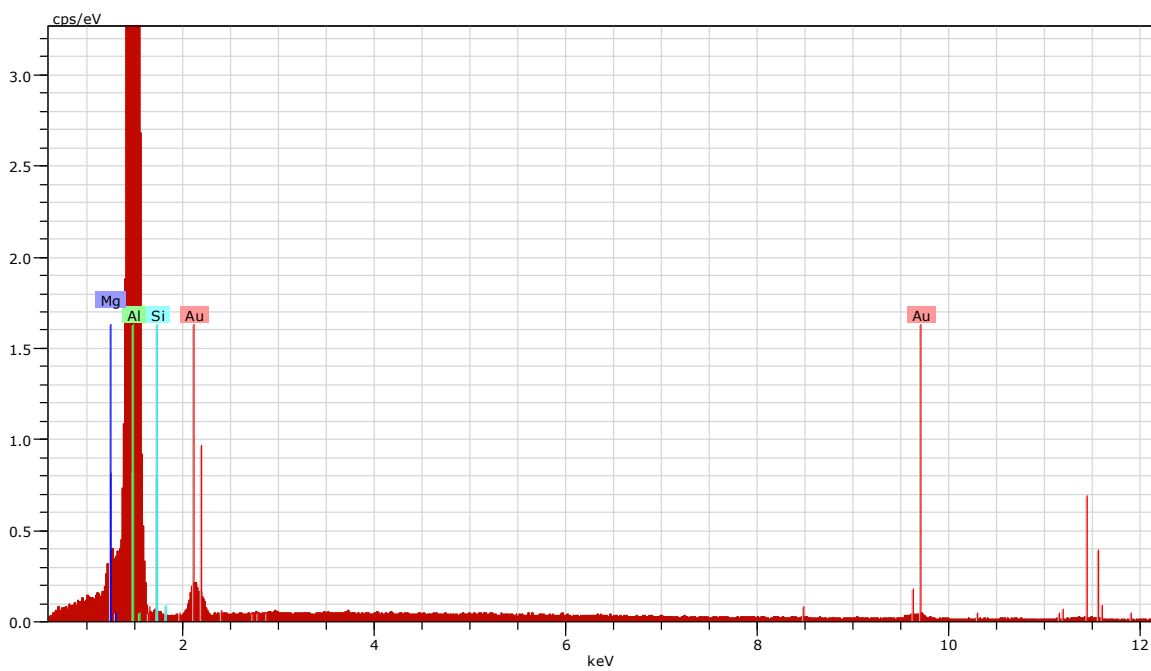
V okolí precipitátů byla provedena energetická difrakční mikroanalýza (EDX) a bylo zjištěno procentuální zastoupení prvků. Místa, v kterých bylo EDX provedeno vypovídají o zastoupení poměrů prvků v precipitátech a v místě bez precipitátu. Zkoumány byly vždy plochy 5x5 μm . Z této analýzy vyplývá, že v místech s precipitáty je zvýšené procento křemíku a menší množství čistého hliníku oproti základnímu materiálu. Jedná se tedy o typické precipitáty na bázi Si. Zbytkové koncentrace prvků v matrici mají vliv na mechanické vlastnosti materiálu, viz kapitola 3.7.3 - Vlastnosti slitiny v průběhu precipitace. Koncentrace prvku zlata jsou způsobeny naprašováním tohoto prvku na povrch vzorku kvůli elektrické vodivosti povrchu potřebné u elektronové mikroskopie a EDX.

Tab.6.2: Srovnávací kvalitativní analýza zastoupení vybraných prvků

prvky	normované množství [wt%]			
	precipit. 1	precipit. 2	precipit. 3	základní materiál
Mg	0,54	0,99	0,45	1,41
Al	64,93	79,24	64,31	94,51
Si	29,26	15,14	29,71	0,42

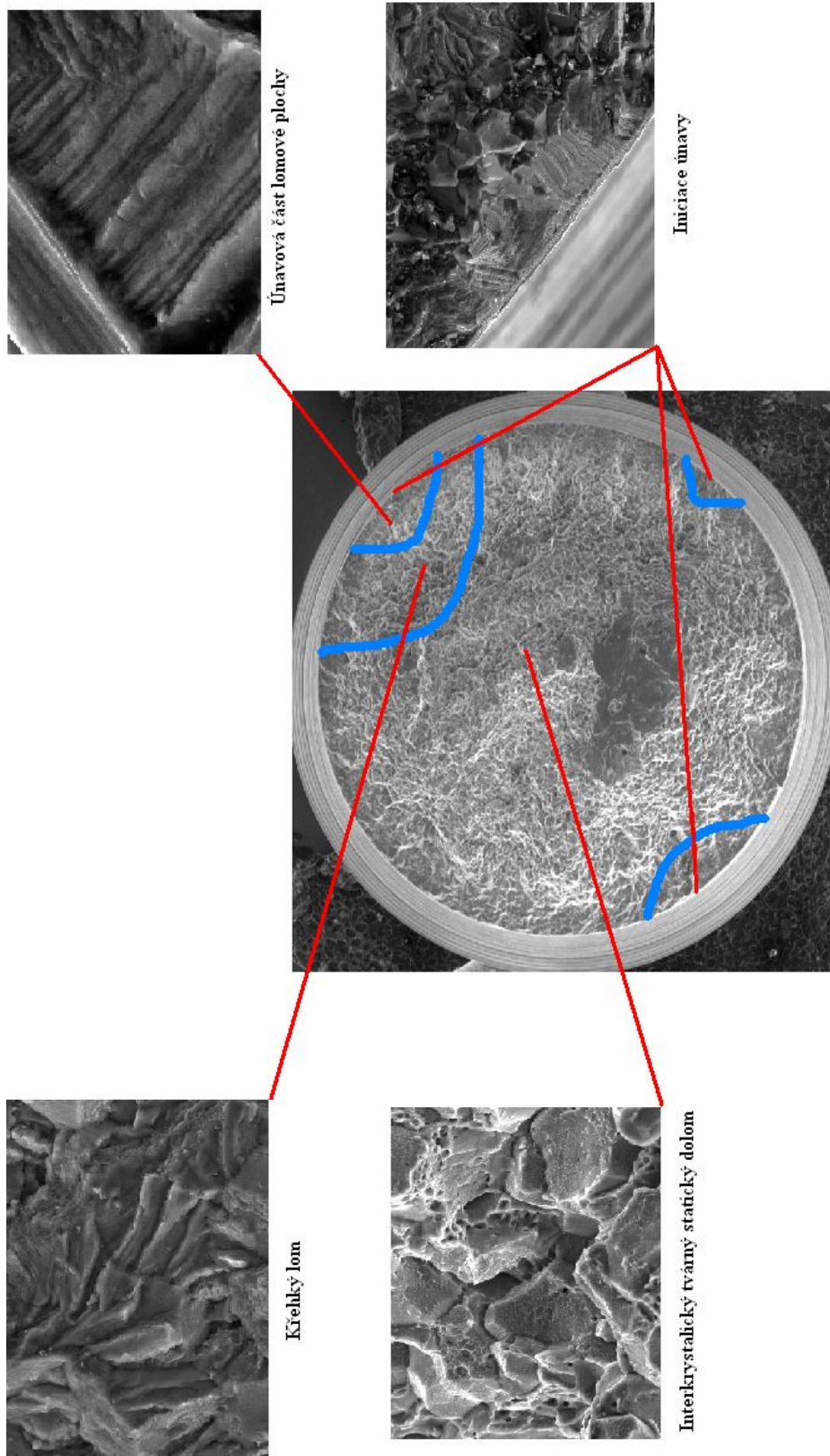


Obr.6.2: Spektrum pro precipit. 1



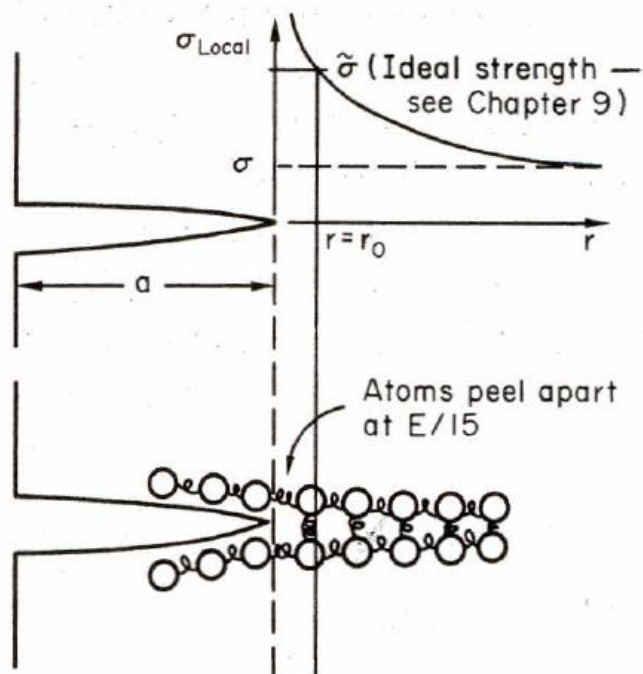
Obr.6.3: Spektrum pro základní materiál

6.2.4 Zjištěný Interkrystalický lom hliníkových slitin



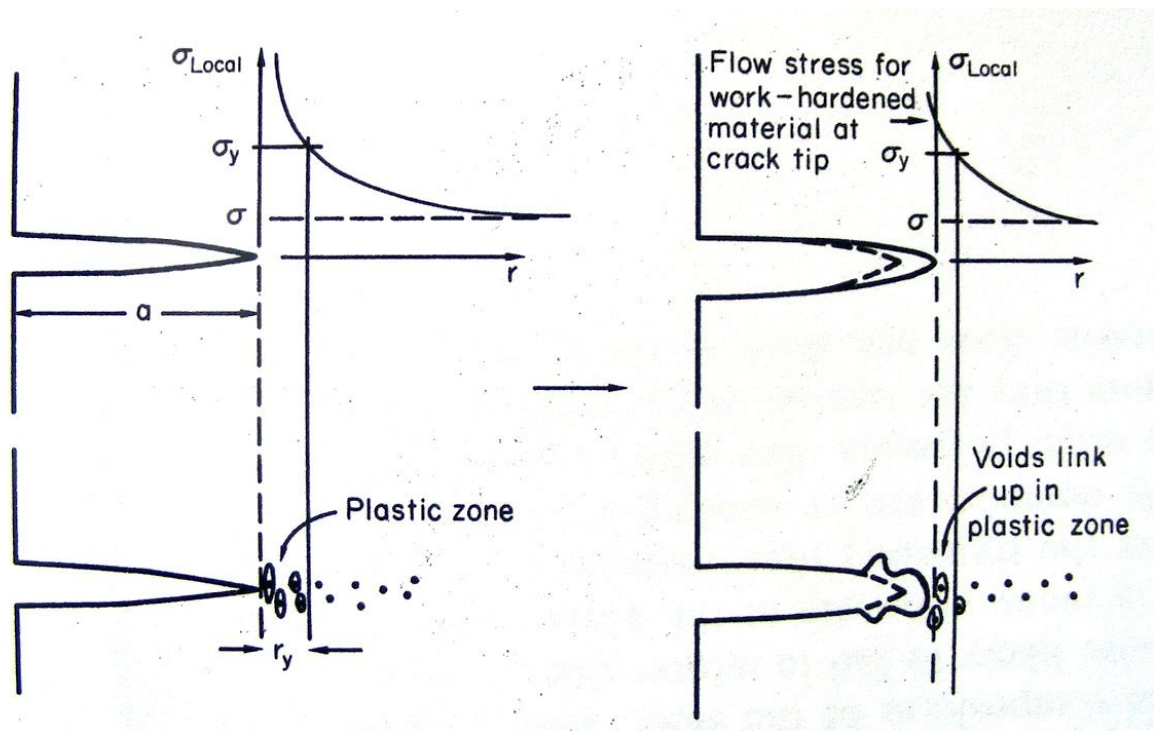
Obr. 6.4a.: interkrystalický lom

Na makroskopickém snímku vzorku č. 3, viz obr.6.4a, byl zjištěn interkrystalický lom, tj. defektní lom. Proto byl tento jev dále zkoumán. Dalším zkoumáním pomocí elektronové mikroskopie byl zjištěn důlkový, tvárný lom. Tento lom je důlkový tvárný, se statickým dolomem vlivem smykového namáhání. Štěpný lom je v dosahu vrubového účinku od únavové trhliny iniciující se z povrchu vzorku. Oproti tomu tvárný lom vznikl obcházením lomu po precipitátech a šířil se tímto způsobem. K podpoře tvárného lomu na lom křehký v souvislosti s precipitáty zřejmě nedošlo. Toto se děje u pevnějších materiálů, respektive u ocelí, kde je to běžný efekt u takto ostrohranných fází. Zde se mění pouze morfologie tvárného lomu, vyskytují se zde větší jamky, které zanedbatelně snižují pevnost.



Obr. 6.5: Křehký dolom

Výše popsané skutečnosti dobře popisuje obr. 6.5b, kde je vidět vliv tvaru vrubu na druh lomu. čím je vrub ostřejší, tzn. s menším poloměrem ve špičce vrubu, tím více je podporován lom křehký. Tento druh vrubu je vlivnějším koncentrátorem napětí. U křehkého lomu dochází k trhání vazeb mezi atomy, lom takzvaně prochází po krystalové mřížce.



Obr. 6.6: Tvárný dolom

U tvárního dolomu, viz obr. 6.6, je opět znám vliv tvaru vrubu na lomové chování. V tomto případě vrub s větším poloměrem špičky, neboli tupější vrub, podporuje tvárný lom. Tento lom se šíří po dislokacích, nebo posuvem děr. V případě tepelně zpracovaných hliníkových slitin má snahu se šířit po precipitátech, které simulují díry. Tvárný lom je velice náročný na spotřebovanou energii v lomu.

7. Závěr

Koncentrátory napětí (vruby) snižují únavovou pevnost a je proto nutná jistá opatrnost při konstruktérských výpočtech. Pokles pevnosti není zpravidla tak významný, jak vyplývá z výpočtů, které zahrnují elastický součinitel koncentrace napětí k_t . Pro výpočty únavové pevnosti se proto používá únavový součinitel koncentrace napětí. Hodnota tohoto součinitele se počítá z k_t a empirických závislostí jež vyjadřují hodnotu vrubové citlivosti (q) daného materiálu a rádius vrubu. Empirické informace mohou být také vyjádřeny ve formě materiálové charakteristiky. V případě tvárných materiálů plastická deformace způsobuje mnohem větší redukci k_f v oblasti krátkého únavového života. Obecnější proměnnou je k'_f , která se mění podle potřeby s délkou únavového života. Limitními hodnotami k'_f jsou k_f a jednička pro dlouhý, případně krátký únavový život.

Hodnota únavového vrubového součinitele součásti zatížené středním napětím se může ve skutečnosti blížit nule, v případě krátkého únavového života, vlivem plastické deformace a v případě dlouhého únavového života se může blížit hodnotě k_f .

K výpočtům odolnosti součásti vůči únavovému porušení v případě nízkých provozních napětí a dlouhé životnosti se používá materiálová charakteristika σ_{er} - mez únavy. V případě, že není tato materiálová charakteristika dostupná z materiálových databází, pak pro kovové materiály se používá odhad na základě korelací meze únavy s hodnotou meze pevnosti R_m . Při použití hodnoty σ_{er} pro výpočty se používá únavový vrubový faktor a další modifikující faktory, jež závisí na typu zatěžování, velikosti součásti a povrchové úpravě součásti.

Při působení vyšších napětí kdy dochází k únavovému porušení po určitém počtu cyklů je materiálovou charakteristikou časová mez únavy, která se stanoví na základě S-N křivky. Nejvhodnější je znát parametry těchto křivek z databázových údajů.

V souladu se zaměřením práce jsem se zabýval tepelným zpracováním. U slitin hliníku se používá především žihání na odstranění vnitřního pnutí, žihání na zotavení, žihání stabilizační, žihání rekrytalizační, žihání homogenizační a vytvrzování. Důležitým zpracováním je precipitace. V průběhu precipitace se výrazně mění vlastnosti slitiny a to jak příznivě, tak nepříznivě. Z fyzikálních vlastností jsou to zejména změny elektrického odporu, měrného objemu a magnetických vlastností u magneticky tvrdých materiálů, z chemických vlastností snížení odolnosti proti korozi, z mechanických vlastností pak zvýšení pevnosti a tvrdosti.

Během měření a experimentů v laboratoři byly zjištěny vady, které mají vliv na únavovou pevnost hliníkových slitin. Jedná se o mikrořediny a povrchové vady.

V případě mikroředin byly vytvořeny makroskopické snímky dokumentující v odpovídajícím průřezu u srovnávaných vzorků obsah a rozložení vnitřních nespojitostí. Snímky povrchu byly vyhotoveny z oblastí vykazujících morfologické rozdíly. V oblasti byla zjištěna rozdílná „hrubost“ povrchu. Viditelné bylo poškozování povrchu v místech kolize nástroje a křehké eutektické fáze.

Povrchové vady byly zjištěny u hliníkových výkovků., pravděpodobně od mazání zápustky grafitovou pastou. Případná souvislost s kvalitou podpovrchových vrstev byla sledována podrobněji. Bylo zjištěno, že povrchové vady nemají souvislost s vnitřní vadami, ani jako zdroj porušení ani jako další příčina mechanického porušení. Vada je jen vzhledová.

Při práci na stroji značky NU na měření únavy došlo k defektu pružného hřídele. Tento hřídel spojuje sklíčidlo na upínání vzorků a převodovku. Jelikož nebylo možno tento díl objednat byl postupně nahrazován jinými součástmi. Nejprve bylo použito spojky tyre-flex, ale tuto spojku nebylo možno dostatečně vyvážit. Z tohoto důvodu jsme se rozhodli pro použití levotočivé tažné pružiny. Zde nastal problém s uchycením konců pružin a upevněním. Proto jsme se rozhodli použít tzv. hadicovou spojku. Jedinou nevýhodou této spojky je, že vlivem své tuhosti dochází k omezení ohybového momentu vnášeného do zkoušeného vzorku. Tato vlastnost nemá vliv na reprezentativnost měření. Chyba vnášená do měření je při všech měření konstantní a tudíž je možné porovnávat jednotlivá měření mezi sebou.

Dále byl sledován vliv simulovaných vad na únavovou životnost hliníkových slitin. Do zkušebního vzorku byla navrtáním simulována vada. Při všech zkouškách bylo zatížení vzorku konstantní. Nejprve byl zkoušen vzorek s jednou vadou, poté vzorek s dvěma vadami. Stejně tak byl zkoušen i vzorek se simulovanou vadou..Bylo zjištěno, že při vzrůstajícím počtu těchto vad se únavová životnost rapidně snižuje. Stejně tak má velký vliv i velikost vady.

Při zkoušení vlivu vrubu na únavovou pevnost byl nejprve zkoušen vzorek bez vady. Touto zkouškou byla zjištěna porovnávací hodnota pro ostatní měření.Bylo zjištěno že, má narůstající počet vrubů velký vliv na únavovou pevnost. S rostoucím počtem vrubů klesá únavová pevnost téměř exponenciálně.

Při měření únavy hliníkových vzorků jsme zjistili viditelnou delaminaci. při bližším zkoumání bylo zjištěno že se tato vada iniciovala při válcování a protlačování. U materiálu

došlo k vnesení napětí, trhlinka vznikla při zkoušce kdy se po hranicích zrn a precipitátů šířil tvárný houževnatý lom. Bylo zjištěno, že na delaminaci má vliv precipitace. Tyto precipitáty se vyskytují po hranicích zrn, což je také strukturní vada materiálu. V ideálním případě se precipitáty vyskytují v interiéru zrna a zároveň se vyznačují jemnozrnností. Byla tudíž evidována komplexní strukturní vada ve vlivu na lomové chování materiálu. Jelikož mají precipitáty vliv na mechanické vlastnosti materiálu, bylo dále měřeno EDX v jejich okolí. Z této analýzy vyplývá, že v místech s precipitáty je zvýšené procento křemíku a menší množství čistého hliníku oproti základnímu materiálu. Jedná se tedy o typické precipitáty na bázi Si a působí obdobně jako vruby.

V rámci provedených rozborů vorků, které byly experimentálně dynamicky zatěžovány, bylo zjištěno několik typů defektního lomového chování. Změny typu lomu na vybraném vzorku, byly zjištěny v přímé závislosti na:

- strukturní charakteristice
- na rozsahu a geometrii vrubu v předchozí etapě zatížení.

Kupříkladu byl zjištěn interkrystalický lom. Tento defektní lom není u hliníkových slitin běžný. Nejprve došlo k nerovnoměrné iniciaci únavového lomu na povrchu zkušební součásti, ten se pak šířil od povrchu do středu součásti. V této oblasti může dojít k uplatnění vlivu výrobních nebo materiálových vad, jako ostrých vrubů. Vlivem iniciace a rozvoje únavové trhliny došlo k uplatnění křehkého mechanismu lomu v blízkosti obvodu. Oproti tomu tvárný lom vznikl obcházením lomu po precipitátech a šířil se tímto způsobem. K podpoře tvárného lomu na lom křehký v souvislosti s precipitáty zřejmě nedošlo. Toto se děje u pevnějších materiálů, respektive u ocelí, kde je to běžný efekt u takto ostrohranných fází. Zde se mění pouze morfologie tvárného lomu, vyskytují se zde větší jamky, které zanedbatelně snižují pevnost. U křehkého lomu dochází k trhání vazeb mezi atomy, lom takzvaně prochází po krystalové mřížce. Tvárný dolom se šíří po dislokacích, nebo posuvem děr. V případě tepelně zpracovaných hliníkových slitin má snahu se šířit po precipitátech, které vytvářejí díry. Tvárný lom je velice náročný na spotřebovanou energii v lomu.

Seznam literatury

- [1] Kniha: Ptáček Luděk a kolektiv: Nauka o materiálu I.. 1. vydání, Brno, Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., 2001, 505 stran, ISBN 80 - 7204 - 193 - 2.
- [2] Kniha: Ptáček Luděk a kolektiv: Nauka o materiálu II.. 1. vydání, Brno, Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., 1999, 350 stran, ISBN 80 - 7204 - 130 - 4.
- [3] Kniha: Elfmark Jiří a kolektiv: Tváření kovů. 1, vydání, Brno, SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1992, 528 stran, ISBN 80 - 03 - 00651 - 1.
- [4] Kniha: Ing. Frischherz Adolf, Ing. Skop Paul: Technologie zpracování kovů 1. 4. vydání, Praha, SNTL, 2001, 268 stran, ISBN 80 - 902655 - 0 - 2.
- [5] Kniha: Pluhař J., Puškár A., Koutský J., Macek K., Beneš V.: Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu. 1. vydání, Praha, SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1987, 420 stran.
- [6] Kniha: Roučka J.: Metalurgie neželezných slitin: 1. vydání, Brno, Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., 2004, 148 stran, ISBN 80 - 214 - 2790 - 6.
- [7] Kniha: Macek K., Zuna P.: Nauka o materiálu. 2. vydání, Praha, vydavatelství ČVUT, 2002, 209 stran, ISBN 80 - 01 - 02543 - 8.
- [8] Sylaby: Beneš Libor: Sylaby k přednáškám z předmětu Mechanická technologie. Pardubice, 2005.
- [9] Kniha: Michna Š., Lukáč I., Očenášek V., Schneider H., Drápala J. et al: Aluminium materials and technologies from A to Z: 1. vydání, Praha, vydavatelství Aldin, s.r.o., 2005, 700 stran, ISBN 80-89041-88-4.
- [10] Kniha: N. E. Dowling: Mechanisal behaviour of materials, Prentice hall International editions 1993
- [11] Normy: ČSN 42036, ČSN 420363, ČSN 420368, ČSN EN 420362